

鋼の焼戻脆性に就て

(日本鐵鋼協會 第8回、第9回講演大會講演)

永澤 清*

ON THE TEMPER-BRITTLENESS OF STEELS.

Kiyoshi Nagasawa.

SYNOPSIS:— In this investigation, a statistic survey on the phenomenon of temper-brittleness is made with 164 actual charges of plain carbon and special steels.

The results show that the temper-brittleness is primarily related to the constitution of steel. The elements *Cr*, *Mn*, *Si*, *Ni* and *P* are confirmed to promote the phenomenon. Closer observation of the phenomena reveals the fact that there are two kinds of temper-brittleness:— the one is observed at the tempering range $450^{\circ}\sim 525^{\circ}$, and is not affected by the rate of cooling after tempering, while the other occurs above 525° and shows the vast difference in the impact value between rapidly cooled and slowly cooled samples; which has hitherto been known as the temper-brittleness. To distinguish these two kinds of temper-brittleness the present author has called the former as the "First Temper-Brittleness" and the latter as the "Second Temper-Brittleness" respectively.

The so-called carbide theory has been developed. When martensite, a super-saturated solid solution of carbide, is tempered, the precipitation of the carbide occurs at the tempering range $450^{\circ}\sim 525^{\circ}$. This precipitation is the cause of the first temper-brittleness; at the tempering temperature above 525° the redissolution of the precipitated carbide begins to take place as the result of the increasing solubility of the carbide in α -iron. This causes the difference of impact value between rapid and slow cooled samples, that is the second temper-brittleness.

The carbide, which causes the temper-brittleness, is ascertained to be Fe_3C or its solid solution; and it is considered that the occurrence of the temper-brittleness in steels depends on the correlation of these carbides and α phase.

It is possible, in all steels, to observe more or less the first temper-brittleness, which is considered to be the combined effect of *Si*, *Mn*, *P* and eventually *Cr* present in the steels.

It has often been reported that even in the case of samples having an identical composition and subjected to the same heat treatment, there is a great variation in the susceptibility of the temper-brittleness. The present author believes that this is due to the existing oxides in the steels, and the more the oxides present, the larger the ratio of the susceptibility.

The remedying action of *Mo* and *W* is confirmed in the temper-brittleness of several steels, and its mechanism is described.

内 容 目 次

緒 言

- (I) 鋼の焼戻脆性に關する從來の研究
- (II) 統計的研究 A. 研究方法 B. 研究結果
- (III) 統計的結算結果の考察
- (IV) 焼戻時間の影響
- (V) 焼戻脆性の機構
- (VI) 焼戻試料に就ての實驗
- (VII) 一實驗結果
- (VIII) 諸元素と焼戻脆性
- (IX) 焼戻脆性の原因となるべき炭化物の本性及び焼戻脆性發生に關する一般の理論
- (X) 焼戻脆性に及ぼす *Ni* の影響
- (XI) 統計的研究結果の再考察
- (XII) 焼戻脆性に伴ふ硬度變化
- (XIII) 焼戻脆性に關する實驗結果の不一致性
- (XIV) *Mo* に依る *Ni-Cr* 鋼焼戻脆性の豫防及び其の機構

(XV) 焼戻脆性の一般的豫防法

(XVI) 焼鈍鋼に於ける焼戻脆性

結 論 附 録、統計的研究に使用せる鋼材の化學分析表。

緒 言

鋼の焼戻脆性に關しては、夫れが實用上最も重要な特殊鋼たる *Ni-Cr* 鋼に著しく起る現象である爲め古より多數の學者及び實際家に依り注意せられ、現象自體並びに其の理論に關し既に多くの研究報告が發表されてゐる。然し乍ら本研究の結果明にせられたる如く鋼の焼戻脆性は數種の特種元素が其の原因をなし、然かも各元素は其の種類、含有量、熱處理方法に依り著しく焼戻脆性の顯れ方を異にするを以て限られたる種類及び成分範圍の鋼材に關する實驗結果よりしては容易に其の特性を知ること困難なるもの

* 日本特殊鋼合資會社

なり。而して従來の諸研究の結果を見るに現象自身並びに其の理論に關し、種々相異なるものを見るは全く上記の理由に依るものにして此の事實は主として現象其のものゝ觀測が尙不充分なりしによるものと考へらる。

依て本破究に於ては著者は先づ第一段として鋼の焼戻脆性の顯れ方を廣く正確に知るべき目的を以て5ヶ年餘に亘り、約 170 チャージの各種炭素鋼及び特殊鋼の實際製品に就て、焼戻脆性の有無及び其の特徴を統計的に検討したり。而して此の統計的研究により、焼戻脆性の種々異なる形態及び其の原因をなすべき特殊元素の種類等を知ることが得、更に進んで現象の顯はれ方に關する一般的型式及び其の機構に關する理論を導出するを得たり。

本研究に於ては更に第2段として、各種特殊元素1種若しくは2種以上含有せる鋼材多數を製作して、其の焼戻脆性を觀測し、各元素と焼戻脆性との關係及び數元素共存の影響を知り得たり。而して此等の結果を上記の一般的理論に對照して考究したり。最後に組成的に鋼の焼戻脆性を減少、若しくは除去すべき方法に關する實驗並びにその理論的考察を行ひたり。

(I) 鋼の焼戻脆性に關する従來の研究

鋼の焼戻脆性に關する實驗的方面に於ては Greaves 及び Jones 兩氏は數回に亘り、極めて重要な研究結果を發表したり Greaves¹⁾ は最初 *Ni-Cr* 鋼に關し、熱處理方法と焼戻脆性との關係及び脆性の發生すべき溫度範圍等を明にし、特に約 550° 附近に臨界溫度ありそれ以上に於てのみ焼戻脆性の發生すべきことを確めたり。續て Greaves 及び Jones²⁾ 兩氏は各鋼種に就て焼戻脆性の有無を検し炭素鋼には之を認めず *Ni* 鋼に於ては其の發生不確實なりとし、*V* は殆ど影響せず、*Mo* は著しく脆性を減すべきことを示したり。又 *Cr* 鋼に於て *Ni-Cr* 鋼と同程度に脆性の顯はるゝことを報告したり。後年兩氏³⁾ は更に *Mn* 鋼 *Si* 鋼及び *P* 鋼の或る組成のものは焼戻脆性を起し、*W* 鋼には之なきことを示したり。更に兩氏は數種の鋼種に就て焼戻鋼の靱性狀態と脆性狀態とは 550° を中心として或る溫度範圍に亘り平衡狀態にあることを實驗的に示したり。

Andrew 及び Dickie⁴⁾ 兩氏は焼戻脆性に伴ふ比容積並びに硬度變化を測定し、水中冷却せる試料は爐中冷却せるものより比容積硬度共に大なることを示したり。又氏は焼戻脆性を顯す或種 *Ni* 鋼に就て顯微鏡的に多量の結晶粒境界炭化物の存在を確めたり。焼戻脆性に伴ふ物理的性質の變化も古くより多數測定せられたり。其等の内 Rogers⁵⁾ 氏及び Greaves 及び Jones⁶⁾ 兩氏は焼戻脆性の起るべき溫度範圍に於ては試料は加熱の際發熱し、冷却の際吸熱を示すことを觀測し、吉川氏⁷⁾ は約 600° 附近に於ける熱膨脹曲線上の異常收縮を見、本多山田⁸⁾ 兩氏は強靱試料及び脆弱試料は磁化の強さ及び電氣抵抗をも異にすることを示したり。

次に焼戻脆性の理論的方面にありては、其の原因に關して古くより最も有力なりしは炭化物説なり。即焼戻脆性は或種炭化物の A_1 點以下に於ける α 鐵に對する溶解度の變化に依つて起る現象なりとするものにして、此の考へ方は古く Rogers⁹⁾ に初まりよく諸現象を説明し得るものなり。後年 Greaves 及び Jones¹⁰⁾ 兩氏は炭化物説の代りに酸化クロム説を提唱したり。1926 年 Andrew 及び Dickie¹¹⁾ 兩氏は再び炭化物説を強調し、其の炭化物は炭化鐵若しくは鐵クロム複炭化物なりと考へたり。最近本多山田兩氏は更に炭化物説を開發して、焼戻脆性に伴ふ諸現象の説明を試みたり。而して現時にありては炭化物説は最も一般的に信ぜらるゝ所のものなり。然れ共其の炭化物の種類に關しては、従來の諸研究に於ては未だ平衡圖の確實なるものあらざりしを以て之に言及せるものなかりき。

尚焼戻脆性に關し従來の研究者をして最も其の説明を困難ならしめたる事實は、殆ど同一化學的成分の鋼材を全く同一に熱處理せる場合に其の焼戻脆性の程度を著しく異にするものあることなり。而して此の事實は製鋼方法を異にせる鋼材に關しては勿論、同一製鋼法のものに於ても見らるゝものなり。

¹⁾ R. H. Greaves; Jour. of the Iron and Steel Inst., 1919, No. II, p. 327.

²⁾ R. H. Greaves & J. A. Jones; Jour. of the Iron and Steel Inst., 1920, No. II, p. 171.

³⁾ R. H. Greaves & J. A. Jones; Jour. of the Iron and Steel Inst., 1925, No. I, p. 231.

⁴⁾ J. H. Andrew & H. A. Dickie; Jour. of the Iron and Steel Inst., 1926, No. II, p. 359.

⁵⁾ F. Rogers; Jour. of the Iron and Steel Inst., 1919, No. II, p. 325.

⁶⁾ R. H. Greaves & J. A. Jones; 前掲.

⁷⁾ 吉川; 鐵と鋼, 1924 (Vol. 10), No. 11, p. 1.

⁸⁾ 本多山田; 鐵と鋼, 1927 (Vol. 13), No. 1, p. 1.

⁹⁾ F. Rogers; 前掲.

¹⁰⁾ R. H. Greaves & J. A. Jones; 前掲.

¹¹⁾ J. H. Andrew & H. A. Dickie; 前掲.

(II) 統計的研究

鋼の焼戻脆性の顯れ方に關する從來の諸研究を通覽するに、其の結果は完全に一致せずして、即ち脆性の發生すべき鋼材の種類、成分範圍、脆性の程度及び特性等に関し相當の相違を示すものなり。實際著者自身の經驗範圍にありても屢々此の事實に逢著せとることあり。依て本研究に於ては、著者は先づ此等の事項を明瞭にする爲め統計的研究方法を採用することゝしたり。即ち數種の鋼種に關し、極めて多數の實際チャージに就て其の焼戻脆性を觀測し、其の結果より統計的に上述の諸事項を明瞭にし、焼戻脆性なる現象に關し、先づ現象其のものを正確に知る手段としたり。焼戻脆性の如く原因複雑なる現象の研究方法としては斯くするを最も適當なりと考へたるに依る。本實驗に於ては目的の性質上試験すべき各種鋼材の實際チャージは出来るだけ異なる條件にあるものを望む故先づ製鋼方法としては坩堝及び電氣爐に依れるものを併せ採り、又個々の條件の變化を求むる爲め、試験は約5ヶ年餘に亘り繼續施行したり、即ち長期間に於ける製鋼原料、燃料、製鋼操作その他條件の變化に依り、製品上にも然るべき變化を期待し得べきを以てなり。

A. 研究方法

(i) 試験方法、本統計的研究に於てはシャルピー式衝撃試験を採用したり。

(ii) 試験に供したる鋼種及びチャージ數、試験に供したる鋼種は炭素鋼 *Ni* 鋼 *Cr* 鋼 *Mn* 鋼及び *Ni-Cr* 鋼其の他に於て日常實際に製造しつゝあるものなり。實驗に使用せしチャージ數は合計 164 チャージに及べり。

(iii) 試料、試料は其の均一性を期する爲め、常に1本の 12mm 角壓延棒より長さ 50mm づつに切り取りて製作し2本づつを一對とし、各チャージ毎に其の數6~10對を採取したり。

(iv) 焼入、各鋼種毎に夫々適當なる焼入溫度に於て焼入し、磁氣的硬度の測定により、其の焼入效果の完全を期したり。

(v) 焼戻、焼入試料は一對即ち2本宛を 400°~650°の溫度範圍に於て

25° 及び 50° の溫度間隔を置きて焼戻しを施したり。

從來焼戻脆性の研究に於ては多く特定の溫度例へば 600° 又は 650° 等に於て焼戻を行ひ其の焼戻脆性の有無又は感受率の大小を論じたり。此の方法は稍もすると其の判定を誤ることあるのみならず、鋼の焼戻脆性に關する全面的觀測をなすこと不可能なるものなり。依て本研究に於ては常に上記の溫度範圍に亘り實驗を行ふことゝしたり

(vi) 焼戻時間、焼戻時間が焼戻脆性の顯れ方に影響することは後に述ぶる所より明なり。本研究に於ては焼戻時間は3時間と決定したり。右は豫備的實驗の結果最も適當と信じたるに依る。

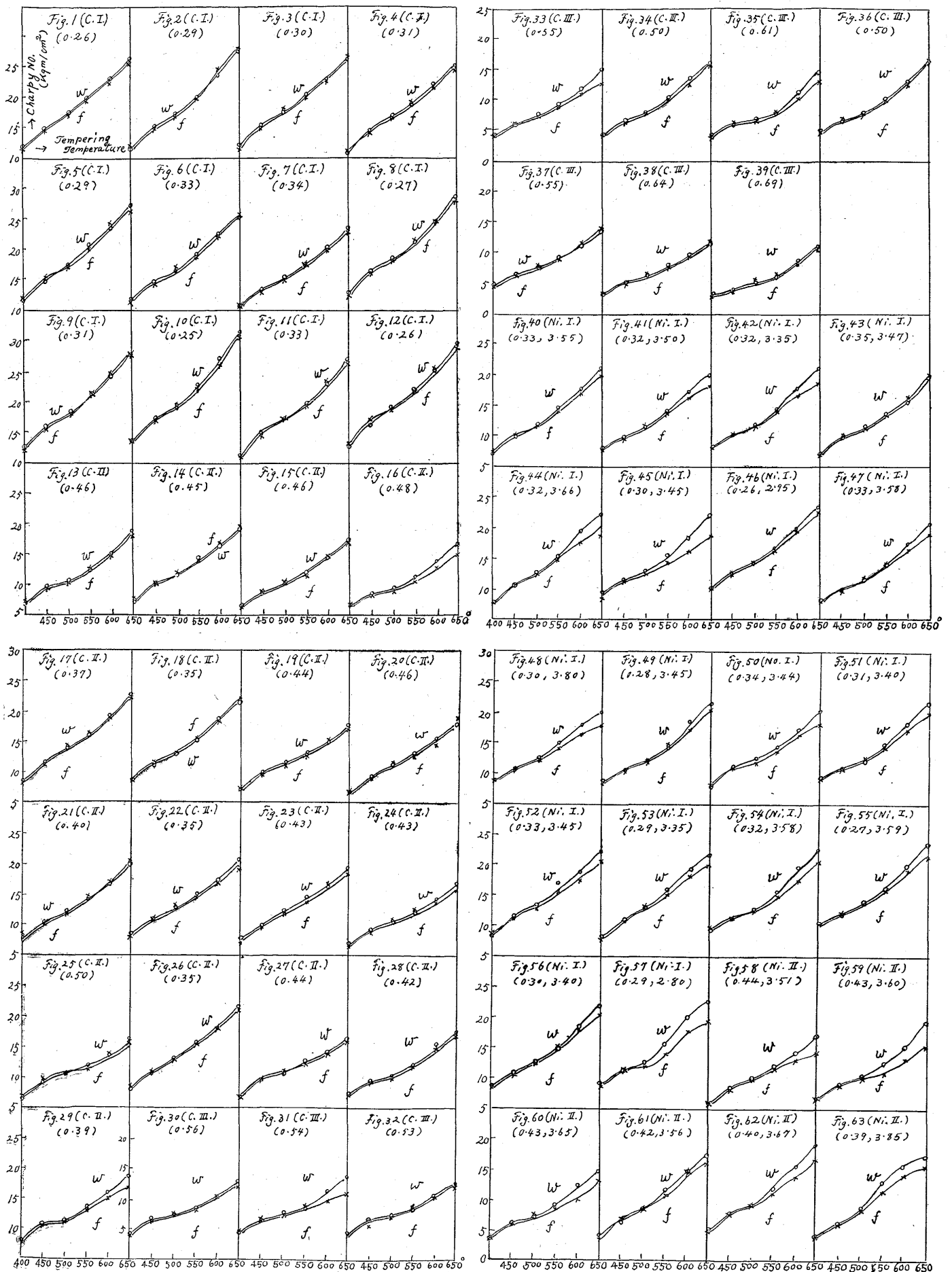
(vii) 焼戻後の冷却速度、各溫度に於て焼戻せる一對の試料の内1本は焼戻後直に水中冷却を行ひ、他は爐中に於て平均1分間一度の速度を以て緩冷却を行ひたり。尙試料が 400° まで冷却せる後は冷却速度を稍早めたり、後に述ぶる如く、斯くすることは何等焼戻脆性に影響せざるによる。

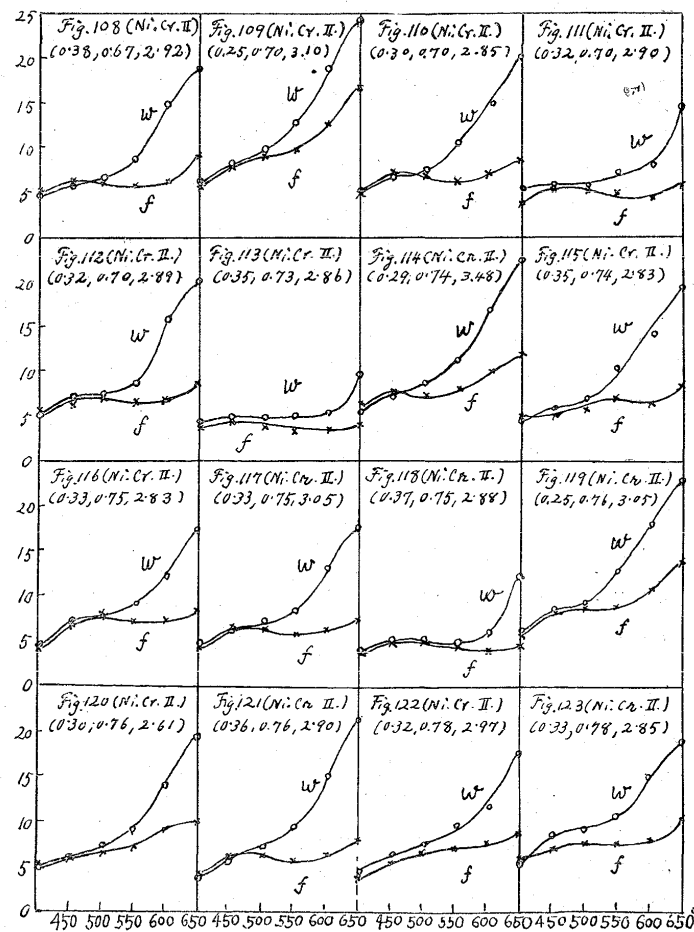
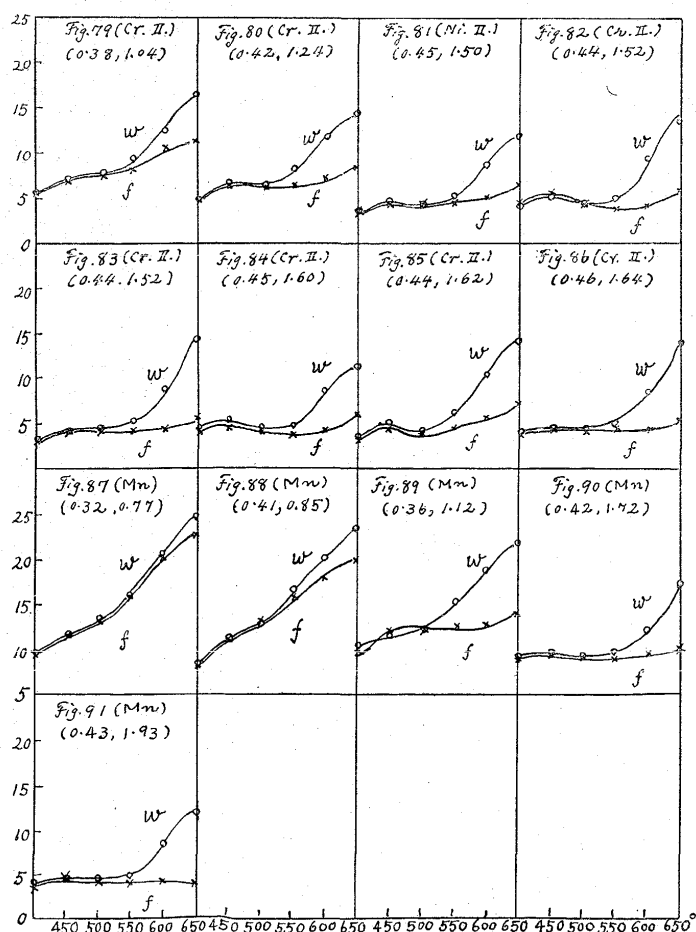
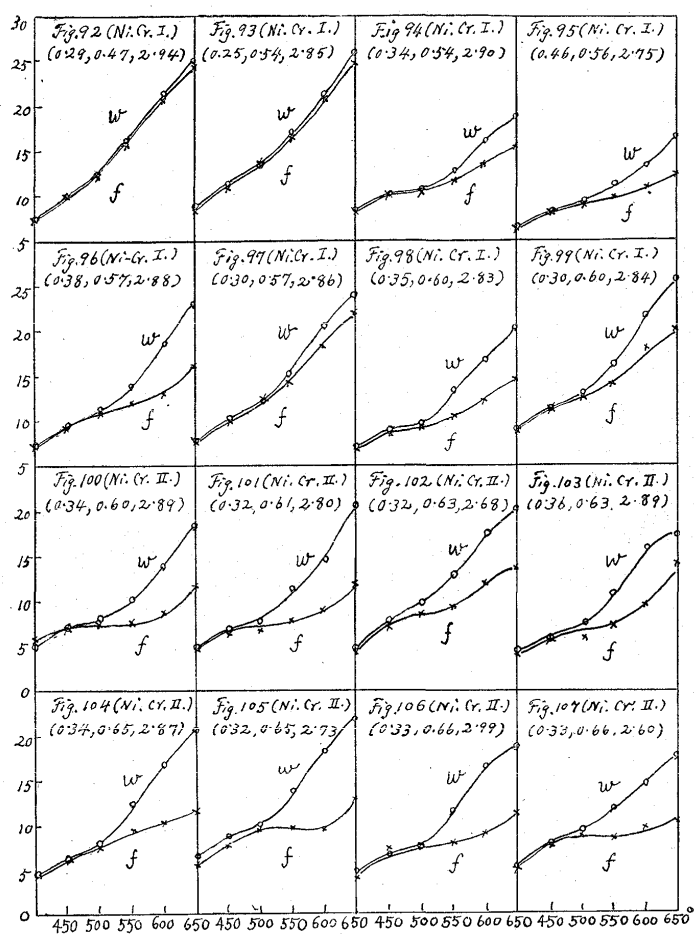
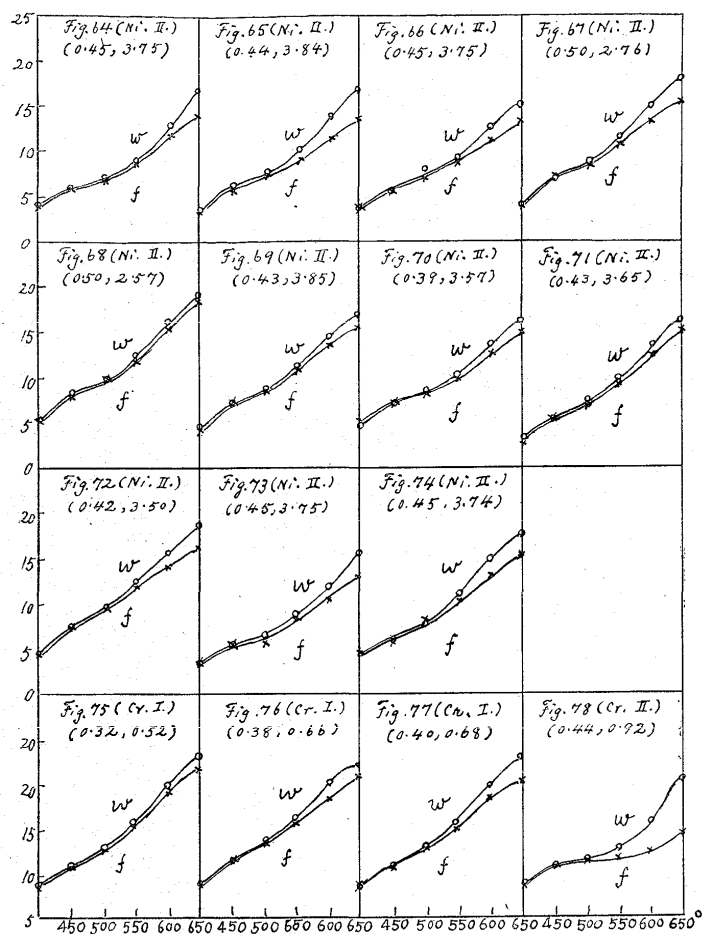
B. 實驗結果

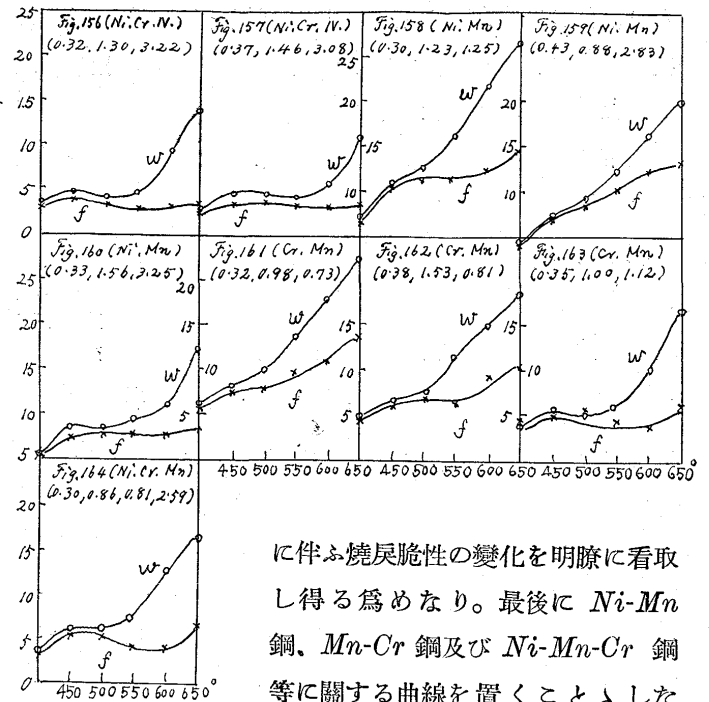
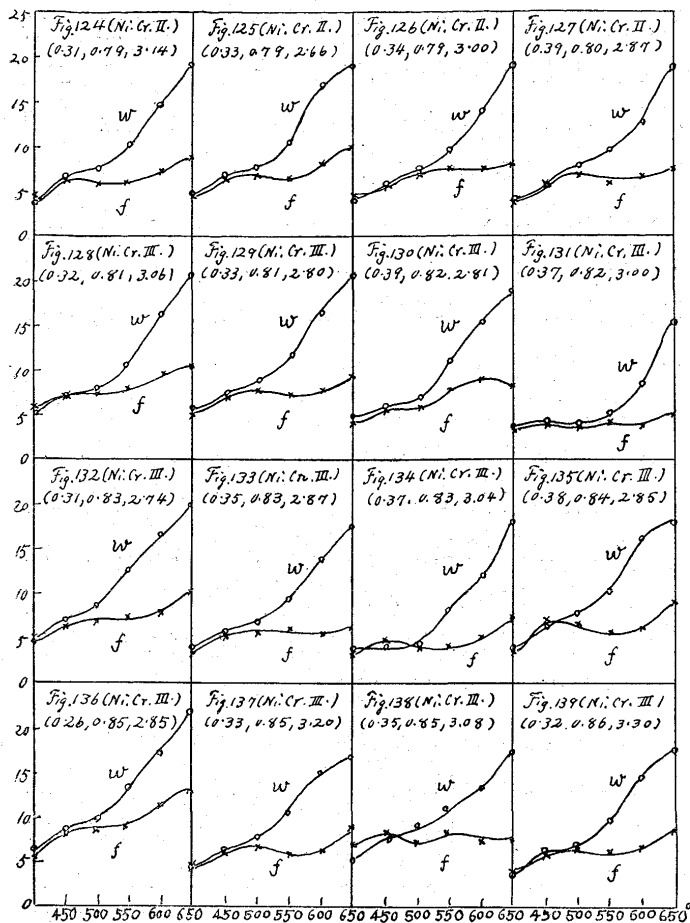
以下實驗結果の圖表を掲出するに當り、其の配列法に關し一言せんに、炭素鋼は其の炭素含有量により之を3群に分類したれ共、各群内に於ては更に炭素量の順に配列せず *Ni* 鋼に於ては其の炭素含有量により2群に分類したれ共各群内に於ては炭素鋼の場合と同じ。次に *Cr* 鋼及び *Mn* 鋼の場合にありては夫々 *Cr* 及び *Mn* の含有量の順序に配列したり、此れ後に述ぶる如く *Cr* 及び *Mn* は直接焼戻脆性の原因となるべき元素なるを以て其の含有量と焼戻脆性の程度とを對照して觀察するに便せしめたる爲めなり。又 *Ni-Cr* 鋼は之を4群に分ち、各群内に於ては更に *Cr* 含有量の順序に配列したり、之れ即ち *Cr* 量の順序的變化

第 1 表

鋼 種	群別	チャージ數	化 學 的 成 分 範 圍				圖 表 番 號
			C	Ni	Cr	Mn	
炭素鋼	第I群	12	0.25/0.35	—	—	—	Fig. 1~12
"	第II群	17	0.35/0.50	—	—	—	Fig. 13~29
"	第III群	10	0.50/0.70	—	—	—	Fig. 30~39
<i>Ni</i> -鋼	第I群	18	0.25/0.35	3.0/4.0	—	—	Fig. 40~57
"	第II群	17	0.35/0.45	3.0/4.0	—	—	Fig. 58~74
<i>Cr</i> -鋼	第I群	3	0.30/0.40	—	0.50/0.70	—	Fig. 75~77
"	第II群	9	0.40/0.50	—	0.90/1.70	—	Fig. 78~86
<i>Mn</i> -鋼	—	5	0.30/0.50	—	—	0.70/2.00	Fig. 87~91
<i>Ni-Cr</i> 鋼	第I群	8	0.20/0.40	2.5/3.5	0.40/0.60	—	Fig. 92~99
"	第II群	28	0.20/0.40	2.5/3.5	0.60/0.80	—	Fig. 100~127
"	第III群	17	0.20/0.40	2.5/3.5	0.80/1.0	—	Fig. 128~144
"	第IV群	13	0.20/0.40	2.5/3.5	1.00/1.50	—	Fig. 145~157
<i>Ni-Mn</i> 鋼	—	3	0.30/0.50	1.0/4.0	—	0.80/1.60	Fig. 158~160
<i>Cr-Mn</i> 鋼	—	3	0.30/0.50	—	0.70/1.20	1.00/1.50	Fig. 161~163
<i>Ni-Cr-Mn</i> 鋼	—	1	0.30	2.59	0.81	0.86	Fig. 164







に伴ふ焼戻脆性の變化を明瞭に看取し得る爲めなり。最後に Ni-Mn 鋼、Mn-Cr 鋼及び Ni-Mn-Cr 鋼等に関する曲線を置くこととした。

第 1 表は實驗に供したる各鋼種の群別、チャージ數、化學成分範圍及び圖表番號を表示せるものなり。尚ほ個々のチャージの化學的成分は一括して本論文の末尾に掲載することとした。

Fig. 1~164 は實驗結果の曲線圖にして横軸は焼戻溫度を縦軸はシャルピー衝擊値 (kgm/cm) を示す。各圖共 2 本の曲線を有し、其の一は焼戻後水中冷却せるもの、他は爐中冷却せるもの、衝擊値の變化を示す。圖に於ては此等を夫々 *w* 及び *f* の文字を以て示したり。又圖表毎に鋼種、群別を表す記號及び炭素鋼にありては其の炭素含有量を、其の他の特殊鋼にありては炭素量並びに特殊元素の含有量を記入することとした。

(III) 統計的研究結果の考察

既に述べたる如く、焼戻脆性に關する個々の實驗結果は往々相一致せざることありて其の真相を捉ふること困難なれ共、本研究に於ては多數チャージに亘り、統計的に現象を觀測し、其の共通性を看取せるを以て略々現象其のもの、特性を明に知るを得たり。從來焼戻脆性の原因に關しては其の化學的組成の他に種々の事項が擧げられたり、即ち鋼材の鍛鍊度¹²⁾、焼戻溫度¹³⁾、製鋼方法¹⁴⁾、吸收瓦斯¹⁵⁾等

¹²⁾ F. Rogers; 前掲。

¹³⁾ 藤田; Proc. of the World. Eng. Cong. 1931, Vol. XXXIV, p. 227.

¹⁴⁾ Greaves & Jones; 前掲。

¹⁵⁾ W. T. Griffiths; Jour. of the Iron & Steel Inst., 1925, No. 1, p. 257.

なり。然れ共本研究の結果によれば焼戻脆性は第一義的に其の化學的組成に關係するものにして以上の諸項は唯第二義的に影響を與ふるに過ぎるものなるを知れり。

以下各鋼種の焼戻脆性に關する本研究の實驗結果を述べることにすべし。

(i) 炭素鋼 (Fig. 1~39) には焼戻脆性なし：一炭素鋼の場合には水中冷却せる試料の w 曲線と爐中冷却せる試料の f 曲線とは常に相一致し、全然焼戻脆性を顯さず。但し Figs. 16, 29, 31, 33, 35 等に於ては約焼戻温度 550° 以上に於て兩曲線は僅かに分離し即ち水中冷却のものは爐冷却のものゝ上部に位し、僅かに焼戻脆性の顯はるゝを見る。此等の鋼材は其の組成を検するに一般に Mn , Si , P 等の含有量高きもの多く、後に述べる如く此等元素は焼戻脆性を著しく起すべき元素故其の影響と考へらる。

(XI) 参照

尙茲に注意すべきは大部分の曲線圖に於て約 450° 附近より兩曲線共に僅かに下方に彎曲を起すを見る。即ち此の温度附近より鋼材に一種の脆性が顯はるゝことを示す。而して此の脆性は水中冷却、爐中冷却何れの曲線上にも同様に顯はるゝものにして著者は今便宜上此れを第一焼戻脆性と呼ぶことにす。之に對し從來單に焼戻脆性と稱へたる現象 (約 550° 以上に於て w 曲線と f 曲線とが分離すること) を第二焼戻脆性と呼ぶことにすべし。圖に見る如く第一焼戻脆性は各チャージ毎に其の程度を異にし、上述の第二焼戻脆性の顯れたるチャージに於ては特に其の著しきを見る。

(ii) Ni 鋼 (Fig. 40~74) には僅かに焼戻脆性あり：一圖に見る如く本研究に使用せる大部分の Ni 鋼は、 650° 焼戻に於て、水中冷却のものと、爐中冷却のものと衝擊値は 2~5 の差を示し、僅に焼戻脆性の存在を示す。而して Figs. 45, 57, 59, 65 等に於ては第二焼戻脆性特に著しきを見る。此等は其の組成中に Mn , Si , P 等稍高きものなり。 Ni 鋼にありても炭素鋼の場合と同様に總てのチャージに於て第一焼戻脆性が見らる。而して上記の第二焼戻脆性の著しきものに於ては稍明瞭なり。

(iii) Cr 鋼 (Fig. 75~77) は著しく焼戻脆性を顯す：一 Cr 鋼は Cr 含有量約 0.6% にして既に明かに第二焼戻脆性の存在を示し、以後 Cr 量の増加と共に次第に其の程度を増大するものなり。本鋼に於ては w 曲線 f 曲線共に約 450° 附近より急激に屈曲して明瞭に第一焼戻脆性を顯

し、續て 500° ~ 550° 附近より兩曲線は次第に分離して著しく第二焼戻脆性の發生を見る。茲に注意すべきは第二焼戻脆性の増加と共に第一焼戻脆性も増大し、兩者は常に相平行して其の大きさを變化することなり。

(iv) Mn 鋼 (Fig. 87~91) は著しく焼戻脆性を顯す：一 Mn 鋼に於ける焼戻脆性は略々 Cr 鋼と同程度のものにして、本鋼にありても第一焼戻脆性と第二焼戻脆性と常に相伴ふものなり。

(v) $Ni-Cr$ 鋼 (Fig. 92~157) は常に焼戻脆性を顯す：一 $Ni-Cr$ 鋼に於ける焼戻脆性の大きさは略其の Cr 含有量と相平行す、而して同一量の Cr を含有する Cr 鋼に於けるよりも著しきを見る。上記の事實より $Ni-Cr$ 鋼の焼戻脆性は主として其の Cr に基因することを推定し得るものなり。本鋼の場合に於ても第一焼戻脆性と第二焼戻脆性との相關性は極めて明瞭に看取し得べし。

本鋼に關し特に注意すべきは多數チャージの曲線を見るに當り、殆ど同一組成の鋼にありても其の衝擊値並びに焼戻脆性の程度に著しき相違を見ることなり、即ち衝擊値其のものが高きものあり、低きものあり、又第一焼戻脆性、第二焼戻脆性共に著しきものあり、輕微なるあり、更に焼戻温度の上昇に伴ふ衝擊値の増加急なるあり、極めて遅々たるあり。此の事實は古くより諸研究者により注意せられたる所なれ共、適當なる説明を與へ得ざるものにして、焼戻性に關聯して最も難解なる問題なりとす。著者は此の事實に關し、後節實驗的事實並びに所信を述べる所あるべし。

(vi) $Ni-Mn$ 鋼、 $Cr-Mn$ 鋼、 $Ni-Cr-Mn$ 鋼 (Fig. 158~164) は何れも焼戻脆性を有す：一此等の諸鋼種は Cr 又は Mn を相當量含有するを以て何れも焼戻脆性を示すものなり。

(IV) 焼戻時間の影響

統計的研究に依り、焼戻脆性を發生すべき鋼種を知り、更に焼戻脆性には第一焼戻脆性及び第二焼戻脆性の二種類存在し兩者は常に相伴ふて發生すべきものなることを知れり。依て本節に於ては兩種脆性の本性を一層明にする爲め先づ焼戻時間の影響を見たり。

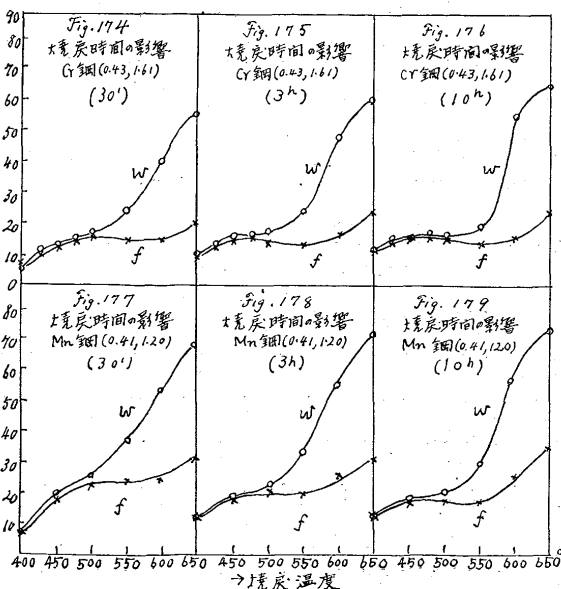
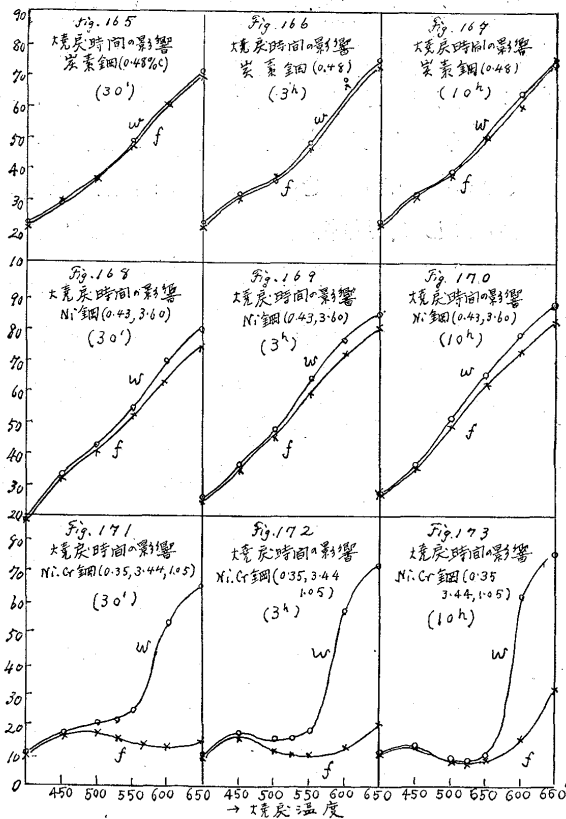
本實驗以後に於ては、總てアイゾット式衝擊試験機を使用することゝしたり、同機は感度に於てシャルピー式に勝るに依る。

實驗に使用したる鋼材の化學的組成は次表の如し：—

第 2 表

鋼 種	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
炭 素 鋼	0.48	0.26	0.57	0.019	0.020	—	—
Ni-鋼	0.43	0.30	0.50	0.017	0.010	3.60	—
Ni-Cr 鋼	0.35	0.24	0.52	0.019	0.020	3.44	1.05
Cr-鋼	0.43	0.30	0.43	0.013	0.015	—	1.61
Mn-鋼	0.41	0.35	1.20	0.019	0.023	—	—

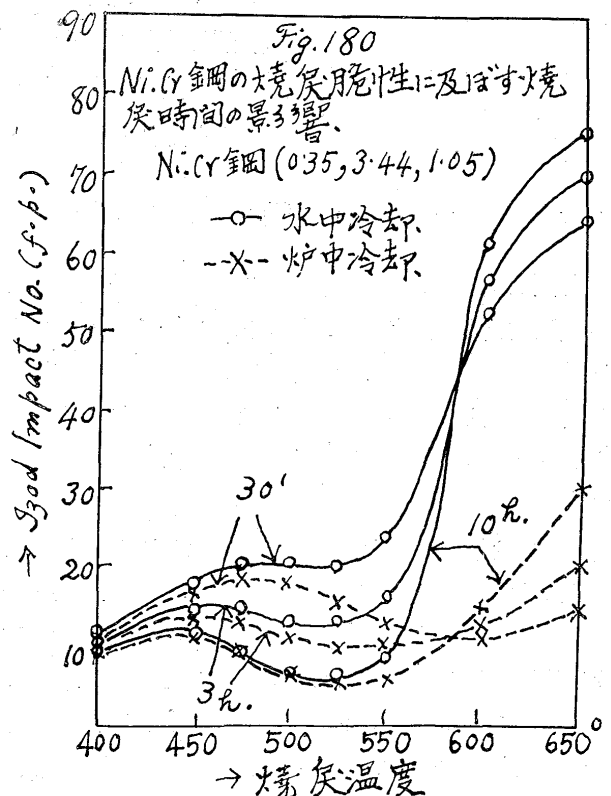
實驗に當つては、各鋼種に就き各焼戻温度に於て 2 本宛を一對とせる試料五對を採り、此等を同一爐中に於て夫々 1/2, 3, 5, 7 及び 10 時間焼戻を行ひ、其の 1 本は水中冷却し、他は爐中に於て緩冷却したり。曲線圖 Fig. 165~



179 は其の結果にして煩雜を避くる爲め各鋼種共 1/2, 3, 10 時間焼戻の曲線のみを掲出することゝしたり。

此等曲線圖を見るに炭素鋼には第二焼戻脆性全くなく Ni 鋼には僅かに存在し、Cr 鋼、Mn 鋼、Ni-Cr 鋼等に於ては極めて著しきを見る。而して第一焼戻脆性に關しては Cr 鋼、Mn 鋼、Ni-Cr 鋼は無論のこと炭素鋼、Ni 鋼にありても之れを觀測し得べし。總ての鋼種共に焼戻時間の増加と共に此等兩種の焼戻脆性は稍明瞭となるを知るべし。特に第一焼戻脆性に於て然りとす。

今焼戻時間の影響を一層仔細に檢する爲め Ni-Cr 鋼に關する 3 曲線圖を一圖表上に纏めて記載して見ることゝすべし。本 Ni-Cr 鋼は第一焼戻脆性及び第二焼戻脆性の特性を最も明瞭に示し、焼戻脆性に關する典型的曲線と與ふるものなり。Fig. 180 は其の結果にして、本曲線圖より著者は極めて重要な次の諸結論を導出し得たり：—



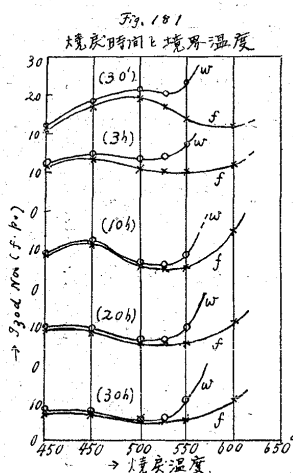
(i) 約 550° を境界温度として夫以上と以下とに於て焼戻時間の影響相反す。即ち以上に於ては衝撃抗力は次第に増加し、以下に於ては次第に減少す。

(ii) 焼戻温度 450~550° の温度範圍に於て鋼材は第一焼戻脆性を起す。而して其の衝撃値は焼戻後の冷却速度の如何に關らず常に同様なり。第一焼戻脆性は焼戻時間の増加と共に増大す。

(iii) 焼戻温度 550° 以上に於て鋼材は第二焼戻脆性を

起す。而して其の衝撃値は水中冷却と爐中冷却と著しく相異なる。第二焼戻脆性は焼戻時間の増加と共に僅かに増大す。

第二焼戻脆性 (Second Temper-Brittleness) は古くより知られたる所謂焼戻脆性なれ共、第一焼戻脆性 (First Temper-Brittleness) は從來の研究に於ては全く注意せられざりし現象にして、著者は兩者を區別する必要上、上述名稱を與ふることゝしたり。後に述べる如く兩者は相關不離の關係にあるものにして焼戻脆性の機構説明上是非とも併せ考ふる必要あるものなり。



も併せ考ふる必要あるものなり。

尙ほ上記兩種脆性の境界温度を出来る丈正確に知る爲め焼戻時間を次第に長くし、急速冷却曲線と緩冷却曲線とが分岐すべき窮極的温度を求めたり。Fig. 181 は其の結果にして、焼戻時間 30 時間の曲線上に於て該温度は略 525° たることを知れり。

(V) 焼戻脆性の機構

多數鋼材に就ての實驗結果に依れば、鋼が焼戻脆性を顯はす場合には總て前節 Fig. 180 に於て Ni-Cr 鋼に就て見たると同様な型式に従ふものにして、唯其の程度を異にするか、或は之に他の影響が加はるに過ぎざるなり。依て此の一般的型式に基き焼戻脆性の機構に關し、次の如く論ぜんとす。

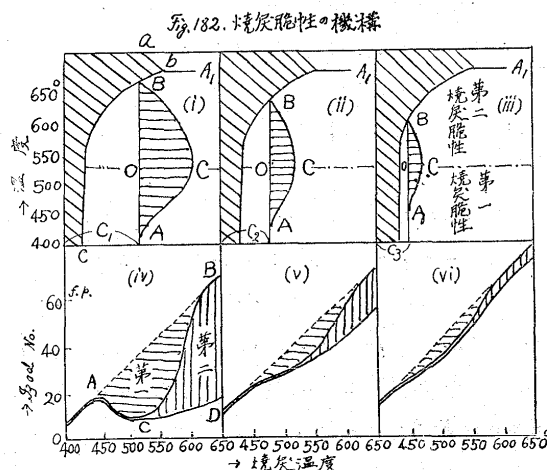
焼戻脆性は鋼内に存在すべき炭化物に基因するものと考えふる點に於て著者は、從來の諸研究者と其の見解を一にするものなり。但し其の炭化物の本性及び焼戻脆性發生上に於ける該炭化物と α 鐵との相關性に就ては新しき考へ方に従ふものにして、後節更に論ずる所あるべし。

焼戻脆性を起すべき鋼に於ては、炭化物の A_1 點以下に於ける α 鐵に對する溶解度曲線は Fig. 182 (i) の abc の如きものと考へらる。即ち常溫より約 500° までは溶解度僅少にして且つ變化なけれ共、夫以上 A_1 點に列るまで溶解度は急激に増加するものとす。斯の如き溶解度の變化は幾多其の實例あるものなり。今 Fig. 182 (i) に於て焼入鋼が該炭化物を C_1 に依つて示さるゝ量丈マルテンサイトに溶解し居るものとせん。然る時は此のマルテンサイトは明に常溫に於ては過飽和の状態にあり。之を焼戻する場合、焼戻温度が或る値に達する時は、炭化物は次第に析出

を始む。此の温度は、約 450° にして以後焼戻温度の上昇するに従ひ析出は漸次旺盛となり、約 525° まで繼續す。

Fig. 182 (i) に於て C_1 なる成分を示す點に於ける垂線 AB の直角右方に直線を立て、析出炭化物の量を表すことゝせば其の直線の尖端は AC 曲線をなすべし。即ち析出炭化物は A 點 (約 450°) に於ては殆どなく、C 點 (525°) に於て最大となるべし。而して焼戻温度が 525° 以上に上昇する時は α 鐵に對する炭化物の溶解度が急速に増加する爲め析出炭化物は再び次第に α 鐵中に溶解し去り、其の量は漸次減少すべし。依つて急速冷却試料に於ては、析出炭化物の量は圖の CB 曲線の如く減少すべし。之に反し緩冷却試料にありては炭化物は冷却の途次再び析出せらるゝを以て常に C 點に於ける最大量を含むることゝなるべし。Fig. 182 (ii) 及び (iii) は焼入鋼中に存在する炭化物の量が (i) の場合より少き場合 (C_2 , C_3 は漸次溶解度曲線に接近す) にして、此等にありては析出炭化物が漸次少量となるを以て ACB 曲線の高さ OC は次第に減少するものなり。

尙之と同時に A 點及び B 點は次第に O 點に向つて近寄るべきは



當然なりとす。第一焼戻脆性及び第二焼戻脆性の發生機構は上述炭化物の變化に依りよくより説明せらるゝものなり、即ち 450~525° の温度範囲で起る第一焼戻脆性は Fig. 182 (i), (ii), (iii) に於ける AC 曲線に従ひマルテンサイトより炭化物が析出する爲めの脆性なり。従つて焼戻後の冷却速度には關係なく、又焼戻時間の増加と共に著しくなることも當然なり。又 525° 以上に於て觀測せらるゝ第二焼戻脆性は、析出炭化物が漸次 α 鐵に溶けて CB 曲線の如く減少する爲め、急冷試料は靱性に富み、緩冷試料は炭化物が再び析出せられ脆性を顯はすに依る。従て後者は焼戻後の冷却速度に關係して起る現象にして、焼戻温度の上昇と共に其の程度を増大すべきなり。

Fig. 182 (iv), (v), (vi) は同圖 (i), (ii), (iii) に對應せるものにして、上述兩種脆性の發生機構を一層解析的

に示せる曲線圖なり。圖中に使用せる文字も上下兩圖に於て夫々相對應せるものなり。

焼戻鋼は焼戻後、緩冷却すれば其の衝撃値は Fig. 182 (iv) の ACD の如く變化すべきものにして、AC 間の下降は炭化物の析出により、CD 間に餘り變化なきは以後析出炭化物量が不變なるに依る。而して C 點以下にありては急冷、緩冷兩曲線は常一致すれ共、C 點以上にありては其の急冷曲線は CB の如く上昇し、緩冷曲線 CD と著しく分離す、之れ前者にありては炭化物が次第に α 鐵中に溶解し去るが爲めなり。

元來焼戻鋼は、若し炭化物の析出なきものとせば、焼戻温度の上昇と共に其の衝撃値は略々 AB 直線の如く増加すべきなり。依て直線 AB と曲線 ACD との間の衝撃値の差は析出炭化物によるものなり。而して C 點以上に於て急冷試料は析出炭化物の量が次第に減少するを以て其の衝撃値が次第に AB 直線の値に接近し行くものと考ふることを得。

依て直線 AB と曲線 ACB (w 曲線) との間の衝撃値の差 (横線影を施せる範圍) は析出炭化物に依るものにして、冷却速度の如何に關せず常に存在し、人爲的に支配し得ざる脆性效果なり、之れ即ち著者の命名せる第一焼戻脆性なり。又曲線 ACB と曲線 ACD (f 曲線) との間の衝撃値の差 (縦線影を施せる範圍) は析出炭化物量の差に依るものにして焼戻後の冷却速度に關聯して顯はれ人爲的に支配さるべき脆性現象即ち第二焼戻脆性なり。

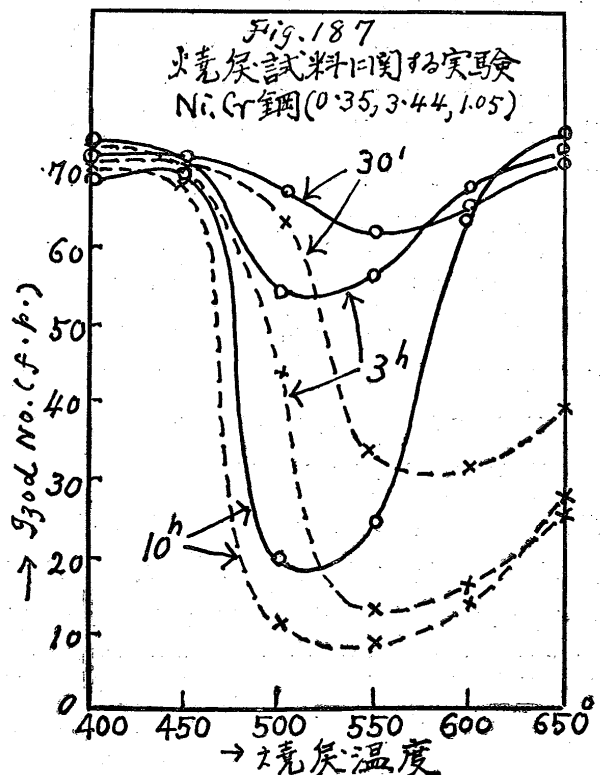
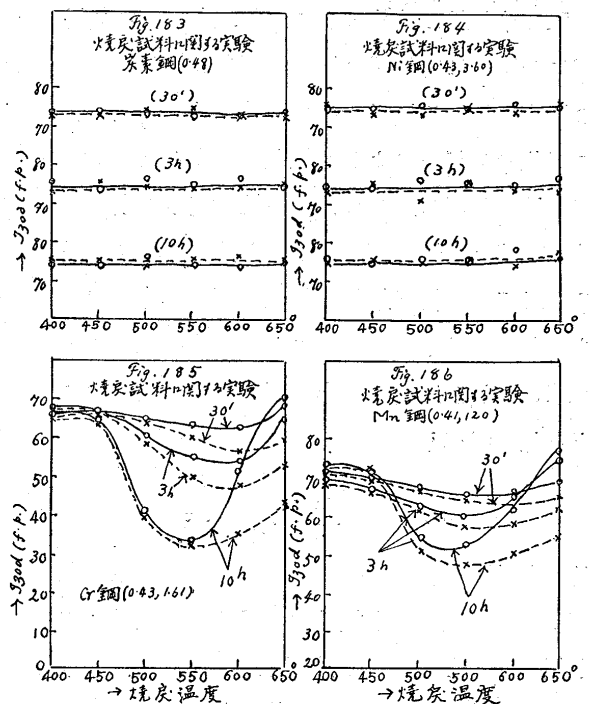
焼入鋼中に存在する炭化物の量が少量となるに従ひ兩記脆性ともに其の大きさを減じ、其の急冷曲線及び緩冷曲線は同圖中の (v) (vi) の如く變化し行くものなり。

要するに第一焼戻脆性はマルテンサイトより炭化物が析出する爲めの脆性、第二焼戻脆性は該炭化物の α 鐵に対する溶解度増加を利用して、人爲的に急冷試料の衝撃値を上昇せしむることに基く現象なり。依て兩者は全く相關不離の關係にあるものなり。

(VI) 焼戻試料に就ての實驗結果

上述 2 種の焼戻脆性の存在を一層明瞭に知り得べき實驗的事實を述ぶることゝすべし。即ち第 (IV) 節に記載したる 5 種の鋼材を以て衝撃試験試料を製作し、焼入後此等を 650° に於て 10 時間の焼戻を行ひ、後水中冷却して強靱状態のものとしたり。此の状態の試料を $400\sim 650^{\circ}$ の温度範圍に於て前の場合と同様に焼戻を行ひ、其の焼戻脆性の状況を見たり。Fig. 183~187 は其の結果にして、焼戻時間は夫々 1/2, 3, 10 時間としたり。此等曲線圖中最

も明瞭に其の特性を示すは Ni-Cr 鋼に關する Fig. 187 にして、同圖に就て 10 時間焼戻の場合の w 及び f 曲線を見るに衝撃値は 450° より急速に下降し、約 525° に於て極小値に達す。更に温度上昇する時は急速冷却試料の値は次第に上昇するに反し、緩冷却試料の値は殆ど不變なり。本試料は最初 650° より急冷却せるものなるを以て其の炭化物は大部分 α 鐵中に溶解し居るものなり。依つて之を焼戻する場合 $450\sim 525^{\circ}$ の間に起る脆性は第一焼戻脆性



と同一原因即ち炭化物の析出によるものにして、 525° 以上に於ける 2 曲線の分離は第二焼戻脆性と其の機構を一にし、即ち炭化物の溶解度増加によるものなり。尚焼戻時間の短縮に伴ひ炭化物の析出は不完全となるべきを以て $450\sim 525^{\circ}$ の變化の大きさを減じ従つて 525° 以上に於ける變化も減少すべきは當然なり。

本實驗と焼入試料を直に焼戻せる場合との相違は、單に結晶粒の状態のみにして、本實驗の試料は既に 650° にて焼戻を行ひたるもの故爾後夫以下の溫度に於ける焼戻に依つて結晶粒は變化せず單に炭化物の析出による變化を示すものなり。之に反し焼入試料の場合には結晶粒は極めて微細なる焼入状態より焼戻溫度の上昇と共に次第に成長するを以て之に伴ふ鋼材の軟化影響が同時に加はるものなり。此の事實を考に入れて Fig. 180 と Fig. 187 とを比較する時は兩者同一傾向を示すことを知り得べし。

(VII) 一 實驗結果

第(V)節に於て述べたる焼戻脆性の現はれ方に關する理論的型式を検證する爲め、炭化物含有量を異にするべき 3 種の *Ni-Cr* 鋼を製作し、此等に就て兩種焼戻脆性の發生の模様を見たり。

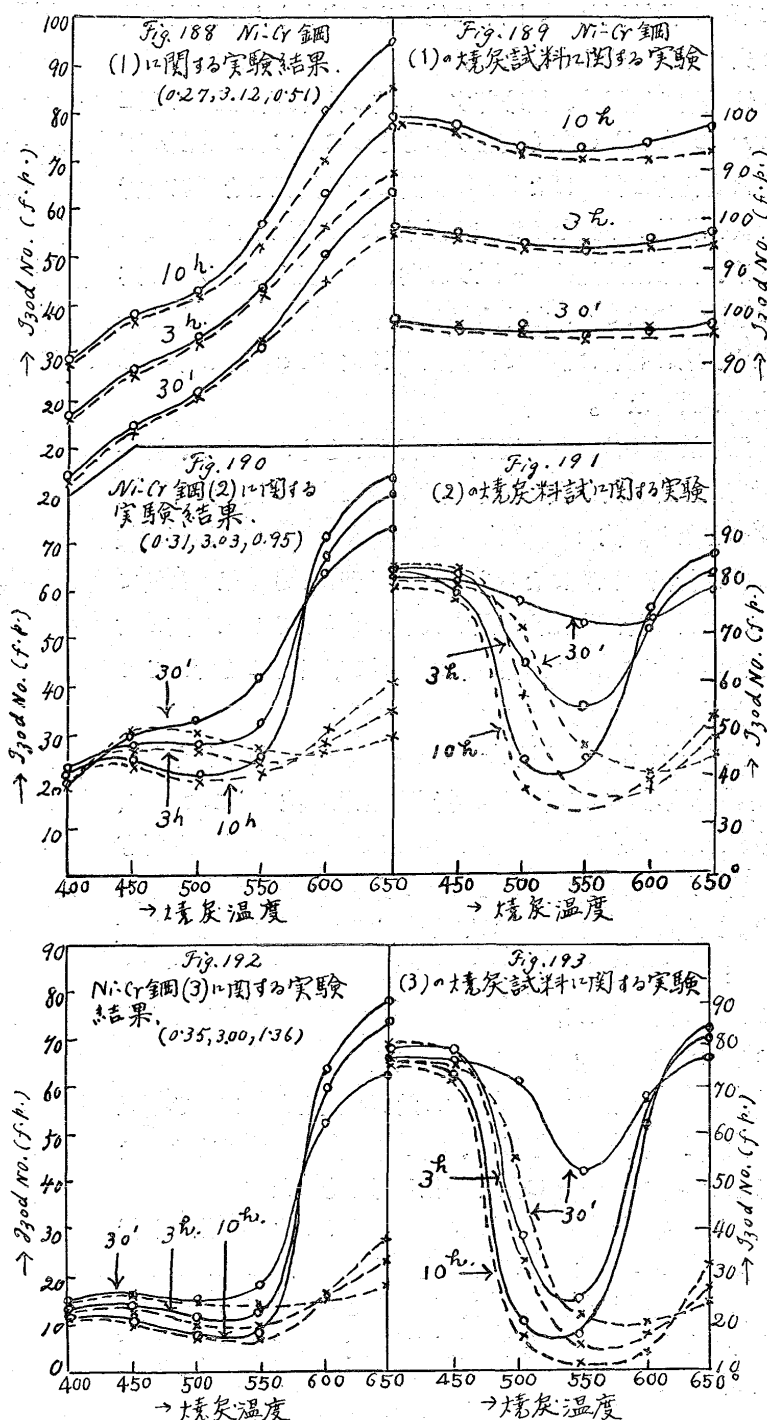
試料用の鋼材は坩堝製鋼法に依り、30 kg 鋼塊として製作せるものにして其の原料を同一にし、同時に同一爐内に於て熔解せるものなり。其の化學的組成は下表の如し：—

第 3 表

試料番號	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
(1)	0.27	0.18	0.40	0.012	0.015	3.12	0.51
(2)	0.31	0.22	0.44	0.014	0.014	3.03	0.95
(3)	0.35	0.24	0.44	0.014	0.011	3.00	1.36

本實驗結果は Fig. 183~188 に示すが如くにして、變入鋼を焼戻せる場合のものと、 650° より急冷却せるものを再び焼戻せる場合のものと曲線を示したり。

此等 3 種の鋼は其の *Cr* 量を次第に高めたもの故、從て其の炭化物量も漸次増加せるものにして、圖に見る如く第一及び第二焼戻脆性の大きさは順次に増大し、*w* 曲線及び *f* 曲線の形狀はよく第(V)節の理論的型式に當符まるを見る。



(VIII) 諸元素と焼戻脆性

次に各特殊元素單獨の影響を同一條件の下に檢する爲め *Cr*, *Mn*, *W*, *Mo*, *V*, *P*, *S*, *Si* 等の諸元素に亘り、其の含有量を異にするもの各々 3 チャージ宛を坩堝製鋼法に依り同一原料を以て同時に同一爐内に於て製鋼し、其の焼戻脆性の狀況を檢したり。

以下實驗に使用したる鋼材の化學的成分を表示すべし：—

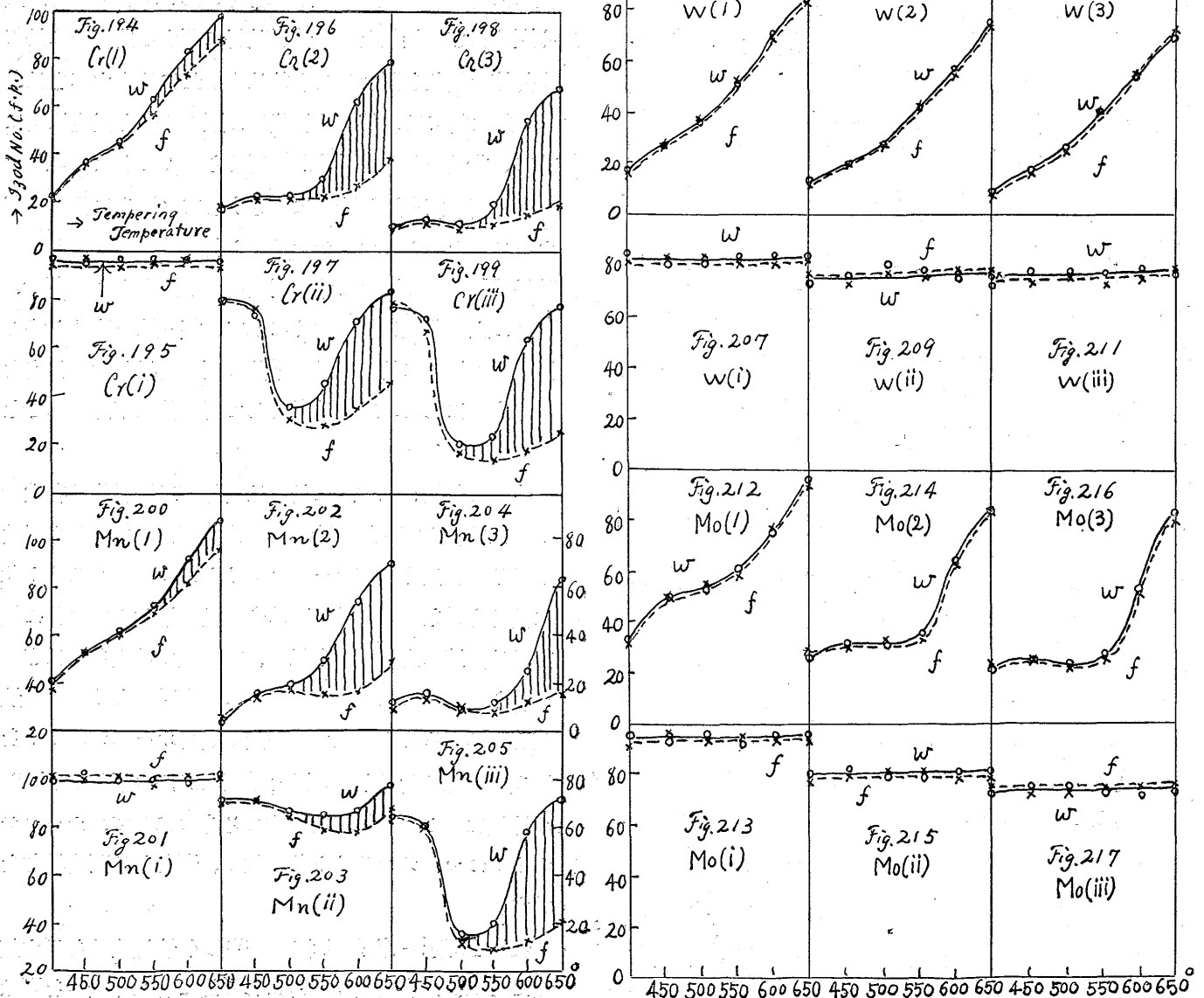
第 4 表

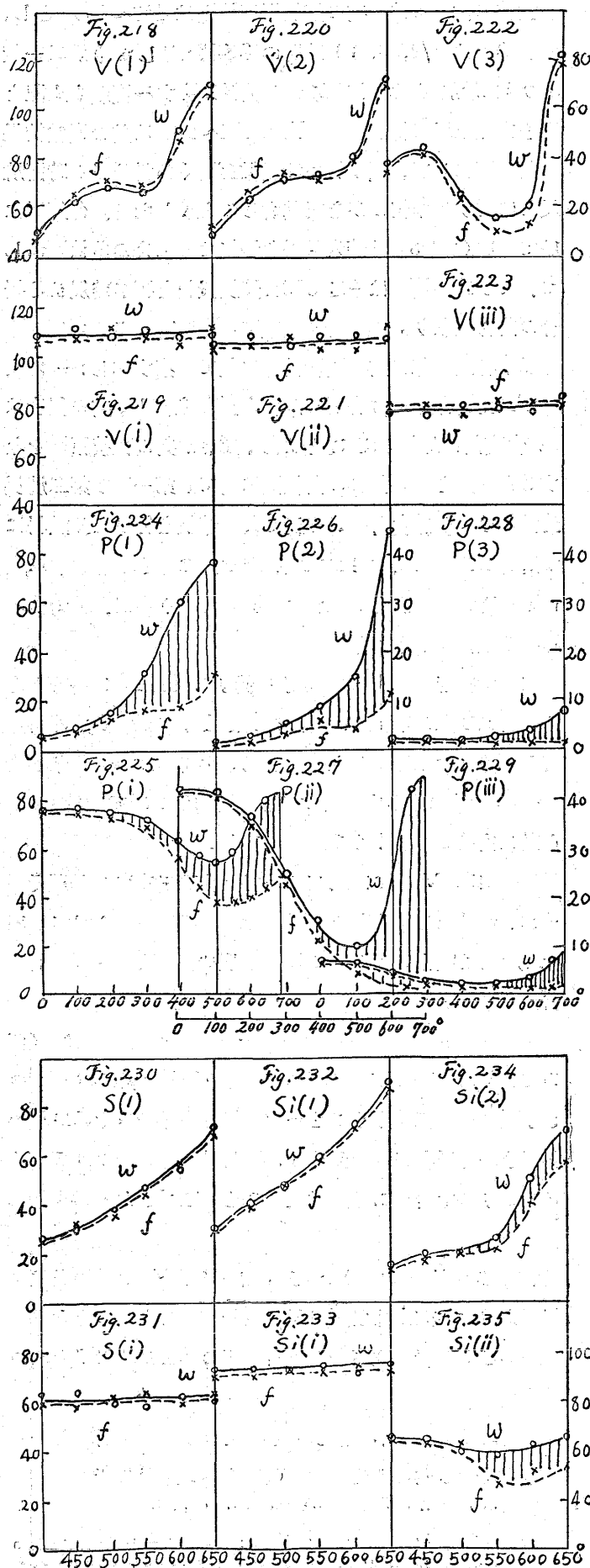
	記號	C	Si	Mn	P	S	Cr
(A) Cr 鋼	Cr (1)	0.41	0.24	0.37	0.011	0.019	0.68
	Cr (2)	0.38	0.32	0.35	0.018	0.015	1.04
	Cr (3)	0.43	0.31	0.45	0.021	0.020	1.70
(B) Mn 鋼	Mn (1)	0.35	0.32	0.84	0.018	0.019	
	Mn (2)	0.37	0.29	1.50	0.018	0.017	
	Mn (3)	0.37	0.28	2.76	0.019	0.019	
(C) W 鋼	W (1)	0.31	0.16	0.39	0.014	0.015	0.53
	W (2)	0.34	0.17	0.38	0.015	0.016	1.07
	W (3)	0.40	0.17	0.44	0.014	0.014	1.63
(D) Mo 鋼	Mo (1)	0.31	0.20	0.39	0.014	0.014	0.56
	Mo (2)	0.35	0.18	0.39	0.014	0.015	1.20
	Mo (3)	0.34	0.18	0.38	0.015	0.013	1.58
(E) V 鋼	V (1)	0.38	0.35	0.53	0.016	0.019	0.50
	V (2)	0.36	0.26	0.50	0.012	0.020	0.90
	V (3)	0.37	0.25	0.50	0.011	0.018	1.44
(F) P 鋼	P (1)	0.42	0.35	0.44	0.097	0.020	
	P (2)	0.44	0.44	0.53	0.161	0.037	
	P (3)	0.42	0.44	0.56	0.328	0.019	
(G) S 鋼	S	0.40	0.30	0.56	0.012	0.279	
(H) Si 鋼	Si (1)	0.37	0.75	0.52	0.015	0.020	
	Si (2)	0.45	1.42	0.51	0.018	0.025	

實驗に當りては、其の焼戻温度範囲は 400~650° とし、焼戻時間は 1/2, 3, 10 時間の 3 種類としたり。又一度 650° に焼戻後、水中冷却せる試料に関する實驗も上記と同一方法を以て行ひたり。Fig. 194~235 は其の實驗結果の曲線圖にして、圖に於ては煩雜を避くる爲め 10 時間焼戻しに關する曲線のみを記載することゝしたり。各鋼種に於て (1) (2) (3) は焼入試料を焼戻せる場合の曲線圖にして、(i) (ii) (iii) は一度 650° 焼戻試料を再び焼戻せる場合の曲線圖なり。

以下各鋼種毎に其の實驗結果に就て考察すべし：—

(A) Cr-鋼：—Cr 鋼は總て焼戻脆性を示し、其の程度は Cr 含有量に比例することより、Cr が其の直接原因をなすことが知らる。何れの曲線圖に於ても第一及び第二焼戻脆性極めて明瞭なれ共、一度 650° 焼戻を行ひたる試料に





就ての曲線圖 $Cr(i)$ にありては、殆ど其の何れをも認め得ず、之れ α 鐵の靱性高き場合には少量の炭化物の析出によりては殆ど鋼材に脆性を與へ得ざるに依る。

(B) Mn -鋼:— Mn 鋼も總て焼戻脆性を表し、其の程度は Mn 含有量に比例するを見る。何れの曲線圖に於ても兩種の焼戻脆性明瞭なれ共、焼戻試料に就ての曲線圖 $Mn(i)$ に於ては殆ど此等を認むること能はず、又 $Mn(ii)$ に於ては稍輕微なり。之れ α 鐵の靱性高きこと、析出炭化物の少量なるとに基因するものにして、焼戻脆性に關する Mn の効果は Cr に比し稍劣るものゝ如し。

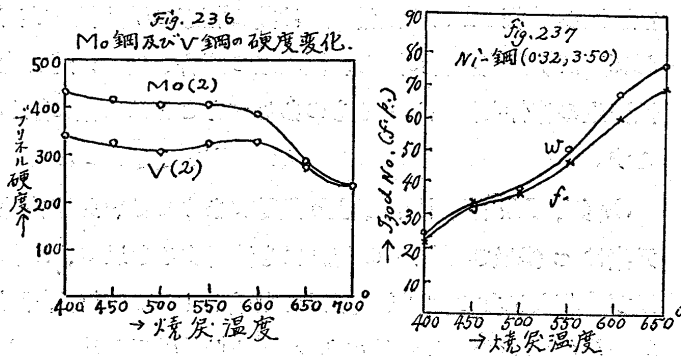
(C) W 鋼:— W 鋼にありては、何れの曲線圖に於ても、炭素鋼の場合と略同程度の輕微なる第一焼戻脆性を認め得べきも第二焼戻脆性は全然存在せず。又焼戻試料に關する曲線圖に於ては兩脆性共に顯はれざるなり。

(D) Mo 鋼:— Mo 鋼は略 W 鋼と其の狀況を一にし、僅かに第一焼戻脆性存在すべきも、第二焼戻脆性は全く顯はれざる鋼種なり。焼戻試料に關する曲線上に於ても何等の變化を認むること能はず。茲に注意すべきは、 Mo 鋼に於ては、第一焼戻脆性の顯はるべき溫度範圍に於て、曲線の著しき彎曲が觀測せらるゝことなり。此の變化は眞の第一焼戻脆性にあらずして、焼入に依る殘留オーステナイトのマルテンサイト化に基く現象なり。今試料 $Mo(2)$ の焼戻に伴ふ硬度變化を測定すれば Fig. 236 の上部曲線に見る如くにして、第一焼戻脆性と略同一溫度範圍に於て鋼材は稍其の硬度を増加する傾向を示すものにして、此の結果として衝擊値は下降すべきなり。

(E) V -鋼:— V 鋼に於ては全然第二焼戻脆性存在せず。又曲線上第一焼戻脆性の溫度範圍に於て著しき彎曲を見るは、全く殘留オーステナイトのマルテンサイト化に基くものなり。 V 鋼は V 含有量の増加と共に其の變態點は急速に上昇するを以て、高溫度で焼入を行はざるべからず、即ち $V(2)$ は 930° 、 $V(3)$ は $1,000^\circ$ 焼入を行ひたるもの故從つて多量の殘留オーステナイトを混入すべきは當然なり。Fig. 236 の下部曲線は $V(2)$ の焼戻に伴ふ硬度變化を測定せるものにして、オーステナイトのマルテンサイト化に依り、顯著なる硬度増加を示す。

(F) P -鋼:— P 鋼は極めて著しく焼戻脆性を示す鋼種にして、 P 含有量 0.1% にして既に著しく脆性を顯は

すものなり。本鋼の場合にありては、第二焼戻脆性は略他の鋼種と同様なる温度範囲に於て起れ共、第一焼戻脆性は著しく低温度より始まり、曲線圖 (i) (ii) (iii) に見る如く約 200° 附近より顯はるゝを知る。尙 P 含有量 0.32% に達する時は鋼材は著しく脆弱となり現象の観測は稍困難となるものなり。



(G) S -鋼:— S 鋼に關して單に一チャージの試験を行ひたるに過ぎざれ共、其の結果に依れば、全く焼戻脆性を認め得ざるなり。

(H) Si -鋼:— Si 鋼も焼戻脆性を起すべき鋼種にして、其の特性は第一焼戻脆性は稍著しきも、第二焼戻脆性は比較的輕微なることなり。焼戻試料に關する曲線圖 (ii) にありて僅かに兩種脆性の顯はるゝを見るべし。

(I) Ni -鋼:— Ni 鋼に關しては、既に統計的研究により、常に多少の焼戻脆性を顯はすことを確め得たれ共、此等の鋼材は常に不純物として Mn , Si , P 等の少量を含有せる爲め、其の影響と見らるゝ懸念あるを以て、特に此等諸元素を低めたる Ni 鋼を製作し、其の焼戻脆性の存否を確めたり。試料の化學的成分は下の如し:—

C	Si	Mn	S	P	Ni
0.32	0.13	0.09	0.010	0.009	3.50

實驗結果は Fig. 237 に示すが如くにして、稍輕微なれ共明に焼戻脆性の存在することを見得るなり。

(IX) 焼戻脆性の原因となるべき炭化物の本性及び焼戻脆性發生に關する一般的理論

既に述べたる所に依り、 Cr 鋼、 Mn 鋼、 Si 鋼、 Ni 鋼、 P 鋼等は總て焼戻脆性を顯はすべき鋼種に屬し、 W 鋼、 Mo 鋼、 V 鋼、 S 鋼等は總て焼戻脆性を示さば鋼種たることを知れり。依つて本節に於ては、先づ此等各種鋼材に就き、其の内に存在すべき炭化物の種類を調査し、進んで此れ等炭化物に依る焼戻脆性の發生理論を一般的に述べんとす。

以下先づ各鋼種に亘り、從來行はれたる研究結果に據り本實驗に使用せる試料中に存在すべき炭化物の種類を検討することゝすべし。

(A) Cr 鋼:— Cr 鋼の構成に關する村上氏¹⁾の研究結果に依れば、本實驗試料と同程度の炭素量に於ける $Fe-Cr$ 系状態圖の切斷面は Fig. 238 に見るが如くにして、本試料の常溫組成は α 相 (炭素及び Cr を溶解せる α 鐵固溶態) 及び θ 相 (Cr を溶解せる Fe_3C 固溶態) よりなることを知る。依つて本鋼に於て焼戻脆の原因となるべき炭化物は此の θ 相と考へざるべからず。

(B) Mn 鋼:— Mn 鋼に關しては未だ三元状態圖の完成を見ざるを以て確言し難きも村上、三神兩氏²⁾の研究結果によれば本實驗試料の常溫組成は α 相及び θ 相よりなり、 θ 相は多量の Mn を溶解せる Fe_3C 固溶態なることが知らる。依つて Mn 鋼の焼戻脆性は Cr 鋼の場合と同様に此の θ 相によるものなり。

(C) W 鋼:— W 鋼の組成に關する武田氏³⁾の研究結果に依れば本實驗試料の常溫組成は Fig. 239 に見る如く主として α 相及び θ 相よりなる。兩者は夫々 α 鐵及び Fe_3C に W が溶解せる固溶態なり。依て本鋼に存在すべき炭化物は此の θ 相なること明なり。

(D) Mo 鋼:— Mo 鋼の常溫組成は武井氏⁴⁾の研究結果に依れば Fig. 240 に示すが如く之亦 α 相及び C 相 (Fe_3C 固溶態) よりなるを以て本鋼試料に於ても其の炭化物は C 相なり。

(E) Si 鋼:— Si 鋼の組成に關する佐藤氏⁵⁾の研究結果によれば Fig. 241 に見る如く、 Si は α 鐵のみに溶解し Fe_3C には殆ど溶解せざるを以て、本鋼の常溫組成は α 相 (Si を溶解せる α 鐵固溶態) 及び Fe_3C よりなる。依て Si 鋼の場合にありては焼戻脆性の原因となるべき炭化物は上記の Fe_3C なるを知る。

(F) Ni 鋼:— Ni 鋼の組成に關する加瀬氏⁶⁾の研究結果によれば本鋼の常溫組成は α 相を Fe_3C とよりなり、 Ni は總て α 鐵に溶解し、 Fe_3C には殆ど溶解せざるを以

1) 村上; 金屬の研究, Vol. VIII, No. 8, p. 348.

2) 村上・三神; 金屬の研究, Vol. VII, No. 5, p. 226.

3) 武田; 金屬の研究, Vol. VII, No. 8, p. 427.

4) 武井; 金屬の研究, Vol. IX, No. 3, p. 107.

5) 佐藤; 金屬の研究, Vol. VII, No. 5, p. 260.

6) 加瀬; 金屬の研究, Vol. I, No. 12, p. 1255.

て、本鋼試料に存在すべき炭化物は Si 鋼の場合と同じく純粋に近き Fe_3C と見らる。

(G) P 鋼:— P 鋼の場合に於ても P は殆ど Fe_3C に溶解せざるものと想像せらるゝを以て、本鋼に存在すべき炭化物も亦純粋に近き Fe_3C と考へらる。

(H) V 鋼:—本實驗試料の V 鋼の組成は、Fig. 242 に示した大矢氏²⁾の研究結果より見るに主として α 相及び ϵ 相 (Fe_3C 固溶態) よりなるを知る。而して焼戻に依りて生ずる ϵ 相は V の濃度低く殆ど純 Fe_3C と見るを得べし。

(I) S 鋼:— S 鋼の常溫組成は α 鐵及び Fe_3C にして、本鋼の場合にありても S は殆ど Fe_3C に溶解せざるものなり。

以上述べたる如く本研究試料の如く、炭素量及び特殊元素の含有量低き鋼の組成は略同様に於て、其の内に存在すべき炭化物は多くの場合 Fe_3C なり。而して Cr 鋼、 Mn 鋼、 W 鋼、 Mo 鋼等にありては此等諸元素は α 鐵に溶解すると共に、 Fe_3C にも溶解し、所謂 θ 相を形成するに反し、 Si 鋼、 Ni 鋼、 P 鋼、 V 鋼、 S 鋼等に於ては特殊元素は殆ど全部 α 鐵中に入り、 Fe_3C には溶けざるを以て、 Fe_3C は、純粋に近き状態として存在するものなり。

次に此等各種鋼材に於て、 θ 相或は Fe_3C の存在に依る焼戻脆性の生ずる理由を述べんに、既に第(V)節に於て述べたる如く、鋼が兩種の焼戻脆性を發生すべき條件は:—
(i) 第一焼戻脆性の溫度範圍に於て、 θ 相或は Fe_3C が α 鐵 (マルテンサイト) より析出すべきこと (第一焼戻脆性)。

(ii) 第二焼戻脆性の溫度範圍に於て、 θ 相或は Fe_3C の α 鐵に對する溶解度が増加すべきこと (第二焼戻脆性) なり。而して此の兩條件は専ら α 鐵と、之に溶解すべき炭化物 (θ 相或は Fe_3C) との相對的性質に關係するものなること明かなり。

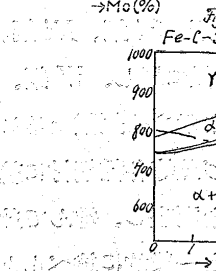
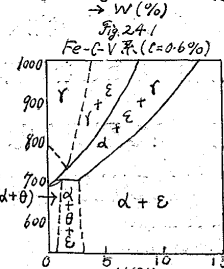
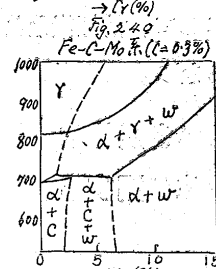
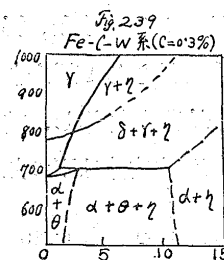
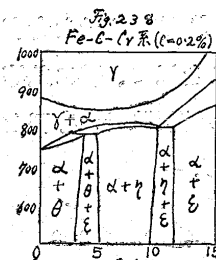
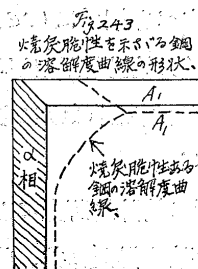
純炭素鋼の場合、即純粋なる α 鐵中に純粋なる Fe_3C が存在する場合には、焼戻脆性は顯はれざることは實驗の示す所にして、其の理由は焼入炭素鋼を焼戻する場合、 Fe_3C は 300° 以下にて α 鐵より析出を終り、又其の α 鐵に對する溶解度は溫度上昇するも殆ど増加せざるに依る。

依つて、炭素鋼に特殊元素を加へたる、或る鋼材が焼戻脆性を示す爲めには、炭素鋼の場合に於ける、溶媒たる α

鐵及び溶質たる Fe_3C の兩者が共に、或は其の何れか一方が其の性質を變化し、其の結果として兩者の相對的關係が炭素鋼の場合と異り、上記二條件を満足するに到るべきことを要す。而して或る特殊元素が α 鐵又は Fe_3C に溶解して之と固溶態を形成する時は、此等は其の性質を變化すべきは當然にして、從つて斯くして生じたる α 相 (α 鐵固溶態) 及び θ 相 (Fe_3C 固溶態) は其の相互の溶解性及び其れに及ぼす溫度影響に關し、炭素鋼の場合と異り、焼戻脆性發生の條件を満足し得るものあるべきことは想像に難からず。

Cr 鋼、 Mn 鋼、 W 鋼、 Mo 鋼等にありては、此等特殊元素は α 鐵及び Fe_3C の何れにも溶解するを以て、 α 相及び θ 相共に其の性質を變化する場合にして、 Si 鋼、 Ni 鋼、 P 鋼、 V 鋼、 S 鋼等にありては此等特殊元素は主として α 鐵に溶解し、 Fe_3C は殆ど純粋に近きを以て α 相のみ變化する場合なり。而して此等の内 Cr 鋼、 Mn 鋼、 Si 鋼、 Ni 鋼、 P 鋼等は變化の結果として何れも焼戻脆性發生の條件が満足せらるゝ鋼種に屬し、 W 鋼、 Mo 鋼、 V 鋼、 S 鋼等は其の然らざるものなり。

次に W 鋼、 Mo 鋼、 V 鋼、 S 鋼等に於て焼戻脆性の顯はれざる理由を考へんに、此等の鋼にありては、



α 相より θ 相或は Fe_3C の析出は何等遲滯せらるゝことなく比較的容易に行はれ、殆ど炭素鋼の場合と同様に 300° 以下に於て完了するものと考へらる。其の結果として全く第一焼戻脆性の發生を見ることなし。而して又 θ 相或は Fe_3C は溫度上昇するも α 相に

2) 大矢; 金屬の研究, Vol. VII, No. 2, p. 81.

對する溶解度を殆ど増加せざるものなるべく、其の結果として第二焼戻脆性は顯はれざることとなるべし。Fig. 243 は此等焼戻脆性を示さざる鋼種に於ける α 相に對する炭化物の溶解度曲線を示すものにして、點線は比較の爲め焼戻脆性を顯はすべき鋼種の曲線を示したるものなり。後に述べる如く W 及び Mo が焼戻脆性の豫防に役立つべきは此等鋼材の溶解度曲線が圖の如き形狀を有するによるものなり。

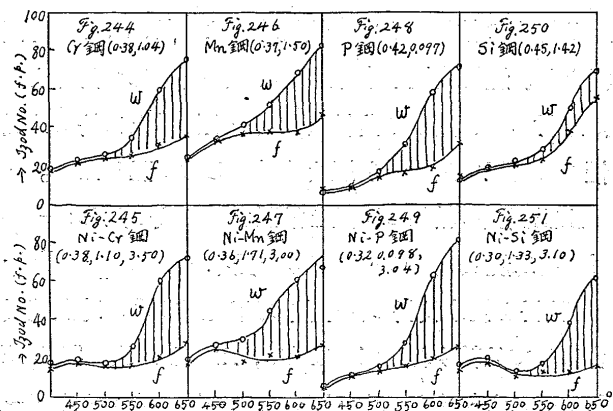
(X) 焼戻脆性に及ぼす Ni の影響

炭素鋼に於ては全く、第二焼戻脆性存在せざれ共、 Ni 鋼にありては僅かに之を觀測し得るを常とす。此の理由は前節の一般的理論に於て述べたる如く、 Ni の添加により α 鐵に對する Fe_3C の溶解度曲線が第二焼戻脆性の溫度範圍に於て其の彎曲の度を増加するが爲めなり。同一理由に依り、 Cr 鋼、 Mn 鋼、 P 鋼、 Si 鋼等の如く焼戻脆性を顯すべき鋼材に Ni を加ふる時は一般に其の焼戻脆性の程度を増大すべき筈なり。次に此の事實を確むる爲め Cr 鋼、 Mn 鋼、 P 鋼、 Si 鋼及び此等に夫々約 3% の Ni を加へたる $Ni-Cr$ 鋼、 $Ni-Mn$ 鋼、 $Ni-P$ 鋼、 $Ni-Si$ 鋼等に就て其の焼戻脆性の程度を比較することゝしたり。本實驗に於ては、 Cr 鋼、 Mn 鋼、 P 鋼、 Si 鋼は第 (VIII) 節の $Cr(2)$ 、 $Mn(2)$ 、 $P(1)$ 、 $Si(2)$ を使用し、之に Ni を加へたるものは新に製鋼したり、其の化學的成分は下表の如し—

第 5 表

鋼 種	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
$Ni-Cr$ 鋼	0.38	0.24	0.49	0.010	0.020	3.50	1.10
$Ni-Mn$ 鋼	0.36	0.28	1.71	0.010	0.028	3.00	—
$Ni-P$ 鋼	0.32	0.22	0.42	0.098	0.020	3.04	—
$Ni-Si$ 鋼	0.30	1.33	0.49	0.017	0.019	3.10	—

實驗に於ては其の焼戻時間は 3 時間としたり。結果の曲線圖は Fig. 244~251 に示すが如くにして何れの場合に



ありても Ni の添加に依り、焼戻脆性は増大せられ、 Si 鋼の場合に於て特に其の著しきを見るべし。

(XI) 統計的研究結果の再考察

普通に鋼の組成をなす各種元素と焼戻脆性との關係を知り得たるを以て、茲に再び第 (II) 節統計的研究結果に就て考察を行はんとす。

焼戻脆性の原因をなすべき諸元素を或る程度以上含有せる鋼は常に明瞭なる第一及び第二焼戻脆性を示すことは勿論なれ共、特に斯の如き諸元素を加へざる鋼にありても、第二焼戻脆性の存否如何に拘らず、常に多少の第一焼戻脆性を觀測し得るものなり。略言すれば總て鋼材は程度の差こそあれ必ず第一焼戻脆性を示すものと言ふを得るものなり。例へば統計的研究に於ける炭素鋼材に於ては第二焼戻脆性は一般に存在せざれ共、何れも輕微なる第一焼戻脆性を示すものなり。此の原因に關しては次の如く論ずることを得べし。即ち何れの鋼材にありても必ず不純物として Mn 、 Si 、 P 等焼戻脆性の原因となるべき諸元素を少量含有するものにして、此等は其の個々の含有量に於ては焼戻脆性を顯はすに不充分なれ共、合成的に作用する場合には遂に其の影響を顯すに到るものなり。然し乍ら斯の如き場合には特殊元素の總量は比較的少量なるを以て第一焼戻脆性の溫度範圍に於ける炭化物の析出量も亦極めて僅少なる爲め第一焼戻脆性は極めて微弱にして、衝擊値曲線は僅かに下方に屈曲を示すに過ぎざるなり。次に斯の如き場合には其の第二焼戻脆性は觀測し得られざるものにして、其の理由は焼戻溫度が 525° 以上に上昇する時は、 α 鐵自身が充分軟化せられ、著しく其の靱性を増加する爲め、少量の炭化物が固溶態として存在するも將又析出狀態として存在するも其の靱性の上に相違を示さざるに依るものなり。此の事實は第 (III) 節 Fig. 165~167 及び Fig. 183 に示したる炭素鋼に關する實驗結果より考ふるも明なり。即ち Fig. 165~167 は焼入試料を焼戻せる場合の曲線圖にして明に第一焼戻脆性を示すに反し、Fig. 183 は 650° 焼戻後水中冷却せる試料を再び焼戻せる場合の曲線圖にして全然第一焼戻脆性を示さざるなり。兩場合共に同一量の炭化物の析出ありしは勿論にして、後の場合、炭化物析出の影響顯はれざるは、 α 鐵の靱性著しく高きによるものなり。

尚鋼材内に含有せらるゝ不純物の量が稍高き場合には、

此等の合成的効果として鋼材は第一焼戻脆性を示すと共に、輕微なる第二焼戻脆性をも顯はすに到るものなり。之れ不純物元素の増加により Fe_3C の溶解度曲線の彎曲度が稍増大せらるゝ結果なり。第(II)節統計的研究中、炭素鋼の或るものに於て、兩種焼戻脆性の存在を見るは此の理由に依るものにして、又同研究中、Ni 鋼の或るものに於て稍焼戻脆性の著しく顯はるゝも同一原因に基くものなり。

以上を略言すれば、鋼材は其の含有する不純物元素が少量なる場合には、第一焼戻脆性のみを顯はし、不純物量が比較的多き場合には第一及び第二兩種の焼戻脆性を示すものなり。而して此等は何れも少量なる不純物元素に基くもの故、極めて輕微なるを普通とす。

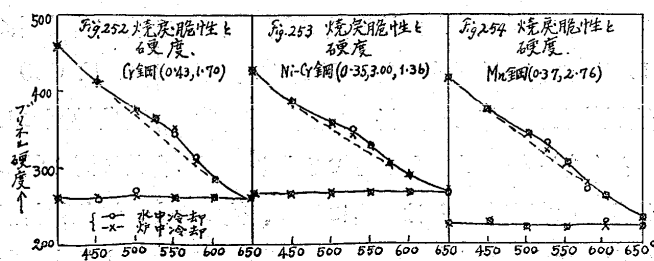
(XII) 焼戻脆性に伴ふ硬度變化

焼戻脆性に關聯して硬度變化の有無を確むる爲め下表の如き化學成分の Cr 鋼、Mn 鋼、及び Ni-Cr 鋼に就き實驗を行ひたり。

第 6 表

鋼 種	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
Cr-鋼	0.43	0.31	0.45	0.024	0.020	—	1.70
Mn-鋼 (Ⅲに掲出のもの)	0.37	0.28	2.76	0.019	0.019	—	—
Ni-Cr 鋼 (Ⅶに掲出のもの)	0.35	0.24	0.44	0.014	0.011	3.00	1.36

此等鋼材の各に就き 20 mm 角、長さ 10 mm の試料 2 本宛を製作し、焼入後同一試料を逐次 400° より 650° までの各焼戻温度に於て 3 時間宛焼戻し其の 1 本は水中、他は爐中冷却を行ひ、其のブリネル硬度を測定したり。尚焼入試料を一度 650° に 10 時間焼戻後水中冷却せるものに就ても同一實驗を行ひたり。實驗に於て同一試料を逐次焼戻せる理由は、微少な硬度變化を測定すべき必要上出来る丈實驗誤差を避くべき目的に依るものなり。Fig. 252~254 は其の測定結果にして各圖に於て上部曲線は焼入鋼を焼戻せる場合、下部曲線は焼戻鋼を再び焼戻せる場合の曲線なり。



上部曲線にありては 450~600° の温度範囲に於て兩曲線は少しく上方に彎曲し明に第一焼戻脆性に相當すべき硬

度變化を示す、之れ炭化物の析出に基く析出硬化現象に依るものなり。但し下部曲線上には之れに相當すべき變化を見ず、之れ本試料は一度 650° 焼戻を行ひたるもの故 α 鐵結晶粒大にして軟質なる爲め、析出硬化現象著しからざるによるべし。

尚上下兩曲線共に、焼戻温度 525° 以上に於て水中冷却曲線と爐中冷却曲線とに於て第二焼戻脆性に相當すべき硬度の差を見ず。之れ焼戻温度の上昇するに従ひ鋼材は著しく軟化せらるべきを以て、炭化物が固溶態として存在するも、析出状態にあるも其の硬度値に影響を與へざるに依るべし。

(XIII) 焼戻脆性に關する實驗結果の不一致

焼戻脆性に關聯せる問題中、從來の研究者をして最も其の原因の説明に困難を感ぜしめたる事實は、現象自身の不一致性なり、即ち殆ど同一化學的組成を有する鋼材を全く同様に熱處理せるにも拘らず其の焼戻脆性の程度を著しく異にするものあることなり。此の事實は Greaves 氏の述べたる如く製鋼方法を異にせる場合に存在するは勿論、同一製鋼法に依れる鋼材の場合にも存在するものにして先に示したる統計的研究結果の曲線圖を通覽する時は容易に之を知り得べし。

著者は下に斯の如き鋼材の實例を示し、先づ其れに關する二三の實驗結果を述べ進んで其の原因に論及せんとす。Fig. 255~257 に示したるチャージの Ni-Cr 鋼は共に坩堝製鋼法に依れるものにして其の化學的組成は略相似たるものにして次表に示すが如し：—

第 6 表

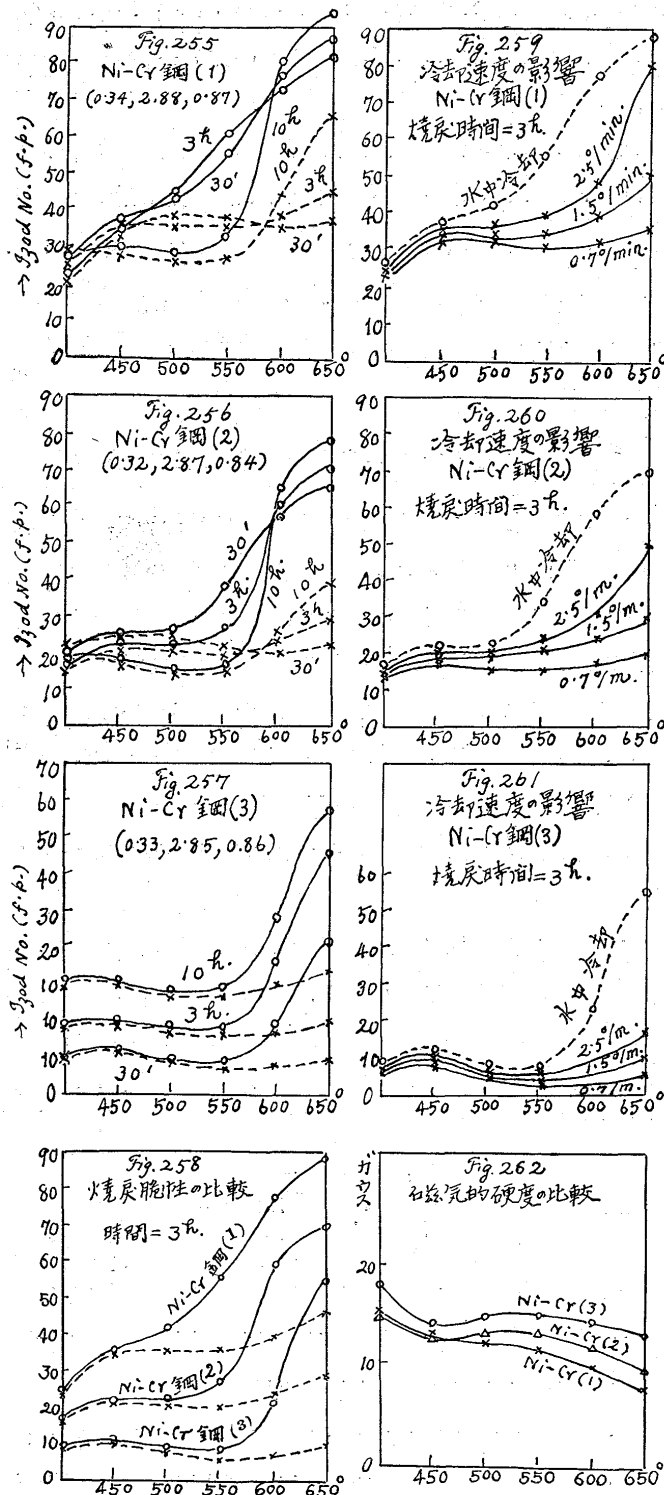
鋼材番號	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
(1)	0.34	0.21	0.47	0.014	0.019	2.88	0.87
(2)	0.32	0.16	0.38	0.014	0.013	2.87	0.84
(3)	0.33	0.25	0.46	0.016	0.021	2.85	0.86

曲線圖は此等鋼材の試料を同時に同一爐内に於て焼入焼戻せる場合の結果にして、焼戻時間は 1/2, 3, 10 時間の 3 種とし、焼戻後爐中冷却速度は 1 分間 1.5° 内外とした。鋼材 (3) に關する曲線圖は同一坐標軸上に於ては混雜の懼あるを以て坐標軸を逐次移動せしめて記したり。

今上記實驗の結果の要點を摘記すれば次の如し：—

(i) 第二焼戻脆性の程度即ち感受率 (Susceptibility) (水冷試料と緩冷試料の衝擊値の比) を 650° 3 時間焼戻の場合に就て比較すれば (1) は 1.9, (2) は 2.5, (3) は 5.6 にして著しき相違を示す。而して第一焼戻脆性も亦同一順

序に於て著しき差違を示す。Fig. 258 は3時間焼戻の場合に就て其の程度を比較せるものなり。



(ii) 感受率高きもの程其の衝撃値は全般的に低し。

(iii) 650° 焼戻の爐中冷却試料の衝撃値は焼戻時間長き場合程大なり。而して此の傾向は感受率低きもの程著し。

次に上記3鋼材に就いて爐中冷却速度の影響を實驗したり。即ち3時間の焼戻後1分間に0.7°, 1.5° 及び2.5°の冷却速度を以て冷却したり。其の結果は Fig. 259~261

に示すが如くにして、各圖中の點線は水中冷却曲線なり。此の結果に依れば、冷却速度の増加と共に第二焼戻脆性の程度は減少す。而して此の傾向は感受率低き(1)に於て最も甚しく、(2)之に次ぎ(3)に於て最も小なり。

Fig. 262 は上記三鋼材を3時間宛焼戻せる場合の磁氣的硬度(頑磁力)の變化を示す曲線圖なり。磁氣的硬度の性質よりして、450°以上に於て曲線が上方に彎ずるはα鐵の再結晶に際し、結晶粒の増加に依るものにして、爾後結晶粒の成長に伴ひ其の値を次第に減するを知る。

本曲線圖の示す所に依れば、再結晶温度及び夫以上の温度にありては、焼戻脆性の著しき鋼材程其の磁氣的硬度大なり。換言すれば焼戻脆性の著しきもの程、再結晶に際し結晶粒の増加著しく、且つ爾後温度の上昇に伴ふ結晶粒の成長遅きことを示す。

一方、研究結果¹⁾の示す處に依れば、既知元素以外に於て結晶粒の大きさに大なる影響を與ふるものは酸素なり。即ち鋼中に固溶態として含有せらるゝ酸化物は鋼の總ての變態に際し、新結晶粒の核の數を増すべき傾向を有するを以て常に結晶粒の數を増加するものなり。此の事實は焼入鋼を焼戻す場合の再結晶に於ても真なるべき故、再結晶に際し結晶粒の數の増加著しき鋼材、即ち焼戻脆性の著しき鋼材は多量の酸化物を含有するものと考へらる。即ち前記三鋼材中(3)は酸化物含有量最も高く、(2)之に次ぎ(1)は最低なりと想像せらる。

以上の考へ方に依り、前記實驗的事實の説明を試むれば次の如し：—第一、α鐵が多量の酸化物を溶解せる場合には其の反撥に依り、炭化物の溶解度は一般に減ぜらるべし、依てマルテンサイトより析出さるべき炭化物の量は増加すべき故、第一焼戻脆性の大きさを増加すべく從つて亦第二焼戻脆性、即ち感受率は増大すべし、而して増大の度は含有酸化物の量に比例すべきを以て(3)に於て最も著しく、(2)之に次ぎ(1)は最小となるべきなり。第二酸化物を含有する場合には、鋼材は脆弱となるべく、從つて全般的に其の衝撃値は低下すべし、而して低下の程度は酸化物含有量に依るべきを以て(3)最も甚しく、(2)之に次ぎ(1)に於て最小なるべし。第三に650°焼戻後、爐中冷却試料に於ては、其の冷却の途次、炭化物の析出が完全なる

¹⁾ E. W. Ehn; The Jour. of the Iron & Steel Inst., 1922, No. 1, p. 183.

E. C. Bain; Trans. of the Amer. Soc. for Steel Treat. Vol. XX, No. 5, p. 385.

程、衝撃値は低下すべし、而して α 鐵が酸化物を含有する場合には、炭化物を反撥し其の析出を助長せしむべく、其の程度は、酸化物含有量に比例すべきを以て衝撃値は(3)に於て最も低く、(2)之に次ぎ(1)に於て最も大なるを見るべし。

尙冷却速度を變化せる場合の結果を説明せんに、元來炭化物は左程析出容易なるものにあらざるを以て、冷却速度が大となる程、益々其の析出は困難となるものなり、然れ共若し α 鐵中に酸化物が含有せらるゝ場合には、炭化物の析出を助長すべく、其の程度は之亦酸化物の含有量に比例すべきなり。即ち最も酸化物含有量高き(3)に於ては冷却速度の影響殆どなく、(2)に於ては稍著しく(1)にありては極めて甚だしきを見る。

以上の結果を略言すれば鋼材は酸化物の存在に依り其の焼戻脆性の程度を増大することを知る。而して酸化物の影響の特長は、衝撃値を全般的に低下し特に緩冷却試料の衝撃値を小ならしむることなり。

最後に製鋼方法の焼戻脆性に及ぼす影響として、Greaves氏は酸性平爐鋼は最も焼戻脆性を起し易く電氣爐鋼、坩堝鋼之に次ぐことを述べたり。酸性平爐鋼に著しかるべきことは上記の考察により容易に首肯せらるゝ所にして、假令製鋼方法同一なりとするも、原料及び繰業方法の相違により其の酸化物含有量に差を生ずべく其の結果として同一組成の鋼材に於ても焼戻脆性の程度に相異を見るものと信す。

(XIV) Mo に依る $Ni-Cr$ 鋼焼戻脆性の防止及び其の機構

Greaves 及び Jones¹⁾ 兩氏は Cr 鋼及び $Ni-Cr$ 鋼の焼戻脆性は之に 0.3% の Mo を加ふることにより完全に防止し得べきことを報告したり。著者は $Ni-Cr$ 鋼の焼戻脆性に對する Mo の作用を探究する爲め、約 0.25% の Mo を含有し Cr 量のみを變化したる $Ni-Cr-Mo$ 鋼三種及び約 3% の Ni 及び 1% の Cr を含有し、 Mo 量のみを變じたる $Ni-Cr-Mo$ 鋼三種を製作して實驗を行ひたり、下表は其の化學的組成を示す。

第 7 表

試料番號	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
(1)	0.32	0.14	0.19	0.014	0.012	3.05	0.56	0.24
(2)	0.34	0.19	0.26	0.015	0.011	3.04	0.95	0.29
(3)	0.35	0.24	0.28	0.013	0.010	3.00	1.55	0.25
(4)	0.36	0.21	0.30	0.013	0.016	3.00	1.02	0.48
(5)	0.35	0.32	0.25	0.015	0.012	3.00	1.04	0.77

¹⁾ 前掲。

上表中試料(1)(2)(3)は Cr 量を變じたるもの、(2)(4)(5)は Mo 量を變じたるものなり。

此等の鋼材に就き 400~650° の溫度範圍に於て 1/2, 3, 10 時間の焼戻實驗を行ひたり。Fig. 266~268 は試料

(1)(2)(3)に關する實驗結果にして、煩雜を避くる爲め、10 時間焼戻の曲線のみを記載せるものなり。又 Fig. 263~

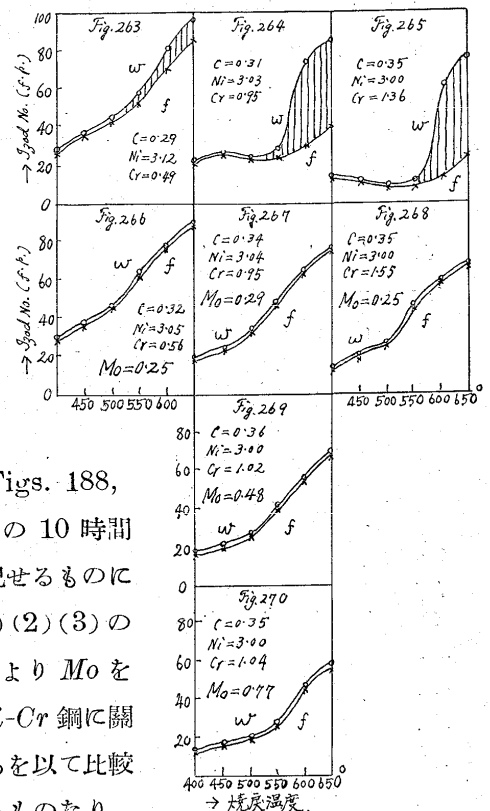
265 は第(VII)

節に於ける Figs. 188, 190, 192 の中の 10 時間焼戻曲線を摘記せるものにして略前記(1)(2)(3)の $Ni-Cr-Mo$ 鋼より Mo を除去したる $Ni-Cr$ 鋼に關する曲線圖なるを以て比較の爲め再録せるものなり。

此等兩場合の曲線圖を比較する時は直に知らるゝ如く Fig. 263~265 に於ける $Ni-Cr$ 鋼の第二焼戻脆性は約 0.25% の Mo の添加に依り完全に除去せらるゝを知る。但し其の第一焼戻脆性は尙明瞭に曲線上に觀測せられ、其の大きさは Cr 含有量と共に増大するを見る。

Fig. 269 及び Fig. 270 は試料(4)及び(5)に關する曲線圖にして試料(2)と同一量の Cr を含有し其の Mo 量を漸次増したるものなり。此等曲線圖に於ては第二焼戻脆性全く認め得ざれ共、第一焼戻脆性の溫度附近に於ける曲線の彎曲は次第に著しくなるを見る。

以上の實驗的事實は次の如く説明せらるゝものなり：—上記 $Ni-Cr$ 鋼にありては、 α 相より θ 相の析出は第一焼戻脆性の溫度に於て行はれ著しく第一焼戻脆性を表はすものなれ共、今之に Mo を加ふ時は Mo は θ 相の析出を促進すべき元素なるを以て此の爲め大部分の θ 相は 3'0° 以下に於て析出し終るを以て第一焼戻脆性は其の大きさを著しく減すべし。而して此の影響は α 相中に含有せらるゝ Mo 量と共に顯著となるべきは當然なり。次に α 相が Mo



を溶解せる場合には、 θ 相に対する溶解度曲線は其の彎曲を失ふものと考へらるゝは既に述べたる所なり。此の結果として鋼は第二焼戻脆性を示さざることをなるべし。此の場合溶解度曲線の形状に及ぼす Mo の影響は極めて顯著にして Mo 量 0.25% にして既に完全に Cr に依る曲線の彎曲を除去し得るものなるを知る。

尙 Cr 量を一定にし Mo 量を増加したる結果の曲線圖 Fig. 269~270 に於ては第二焼戻脆性は勿論見ること能はざるのみならず、第一焼戻脆性も Mo 量と共に次第に消滅すべきに拘らず、事實は之に反し第一焼戻脆性の温度附近に於て曲線は稍其の彎曲の度を増すを見るべし、之れ焼入に依る残留オーステナイトのマルテンサイト化に基因するものにして、其の彎曲温度が稍高きことよりしても容易に知らるゝものなり。

(XV) 焼戻脆性の一般的豫防法

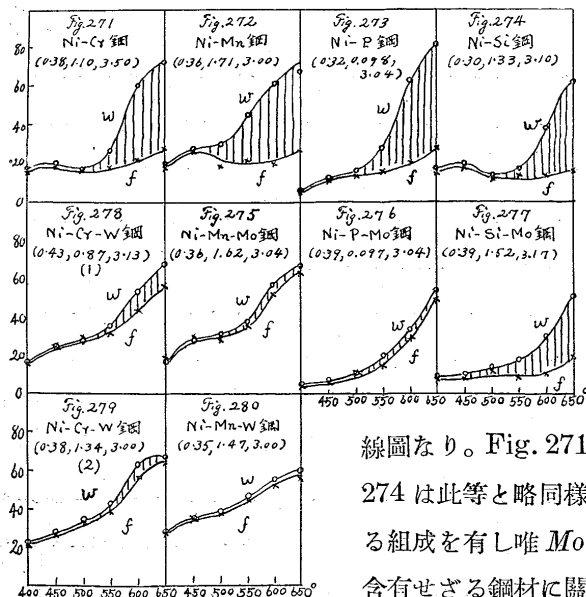
本節に於ては $Ni-Cr$ 鋼以外の鋼種にして、著しく焼戻脆性を顯はすべき $Ni-Mn$ 鋼、 $Ni-P$ 鋼、 $Ni-Si$ 鋼等に就き、其の焼戻脆性豫防の能否を實驗することゝしたり。先づ Mo に依る防止を實驗する爲め約 0.5% の Mo を含有する下表の如き三鋼材を製作したり：—

第 8 表

鋼 種	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo
$Ni-Mn-Mo$ 鋼	0.36	0.21	1.62	0.014	0.017	3.04	0.50
$Ni-P-Mo$ 鋼	0.39	0.24	0.53	0.097	0.017	3.04	0.43
$Ni-Si-Mo$ 鋼	0.39	1.52	0.53	0.014	0.019	3.17	0.47

以上各鋼に於て Ni を含有せしめたるは、其の焼戻脆性を成るべく著しくらしむる爲なり。

Fig. 275~277 は此等鋼材を 3 時間焼戻せる場合の曲



線圖なり。Fig. 271~274 は此等と略同様な組成を有し唯 Mo を含有せざる鋼材に關す

る曲線圖にして比較の爲め掲出せるものなり。

實驗結果に依れば、何れの場合にありても、焼戻脆性は著しく除去せられ、實驗的には殆ど之を顧慮するの要なき程度なり。

$Ni-Cr$ 鋼及び此等三鋼材に於て Mo の添加に依り、一樣に焼戻脆性の除去せらるべきは、先に第 (IX) 節に於て述べたる焼戻脆性發生の理論より考ふる時は正に當然にして、即ち此等鋼内に存在する炭化物は總て Fe_3C ($Ni-Cr$ 鋼、 $Ni-Mn$ 鋼等に存在する θ 相は Fe_3C 固溶態なれ共、其の濃度小なるを以て Fe_3C と見做し得るなり) なるを以て、 Mo の添加に依り α 相に対する溶解度曲線の變化は總ての場合に同様に起るべきを以てなり。

以上の事實は一面より見る時は、第 (IX) 節に於ける所論の正當なることを裏書するものと言ふを得べし。

次に W は元素として極めて Mo に類似せるものにして、第 (IX) 節に於ける焼戻脆性に關する實驗に於ても兩者は同様なる現象を示し、共に θ 相の α 相に対する溶解度曲線の彎曲を除去し、全然焼戻脆性を示さざるものなり。兩元素の此の類似性より想像して、 W に依りても亦焼戻脆性の除去が可能なるべき筈なり。著者は此の豫想を確むる爲め、焼戻脆性の最も著しき $Ni-Cr$ 鋼及び $Ni-Mn$ 鋼に約 1.5% の W を加へたる鋼材三種を製作し、其の焼戻脆性の程度を検したり。下表は夫等鋼材の化學分析結果なり：—

第 9 表

鋼 種	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	W
$Ni-Cr-W$ 鋼 (1)	0.43	0.24	0.53	0.014	0.021	3.13	0.87	1.57
$Ni-Cr-W$ 鋼 (2)	0.38	0.18	0.38	0.012	0.017	3.00	1.37	1.45
$Ni-Mn-W$ 鋼	0.35	0.12	1.50	0.016	0.021	3.00	—	1.47

實驗結果は Figs. 278, 279, 280 に示す如くにして此等を $Ni-Cr$ 鋼 (Fig. 245) 及び $Ni-Mn$ 鋼 (Fig. 247) の場合と比較するに著しく其の焼戻脆性の減少せられたるを見る。

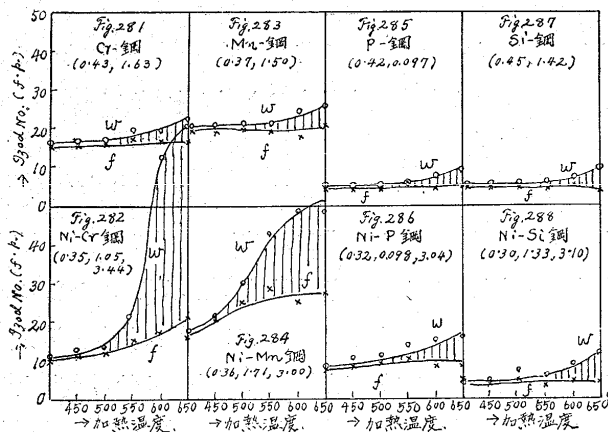
從來 Greaves 及び Jones 其の他は實驗結果よりして、 W には焼戻脆性を減少すべき作用なきものと考へたれ共、此等は試料とせる鋼材の化學的組成が適當ならざるもの多き結果にして、特に Cr 及び Mn 量及び添加すべき W 量が低きに過ぎたるに依るものゝ如し。

(XVI) 焼鈍鋼に於ける焼戻脆性

鋼の焼戻脆性は A_1 點以下に於ける α 相と炭化物との關係に基因するものなるを以て、本現象は焼入鋼を焼戻す場

合のみに限らず、焼鈍鋼を再び A_1 点以下の温度に加熱し、急速冷却及び緩冷却する場合にも観測せらるべきものなるべし。依て著者は、さきの實驗に於て使用したる Cr 鋼、 Mn 鋼、 P 鋼、 Si 鋼及び之に Ni を加へたる $Ni-Cr$ 鋼、 $Ni-Mn$ 鋼、 $Ni-P$ 鋼、 $Ni-Si$ 鋼に關し此の事實を確むることゝしたり。即ち、此等鋼材を 850° に於て 30 分間焼鈍後緩冷却を行ひ完全なる焼鈍組織となせるものを再び $400\sim 650^\circ$ の温度範囲に 10 時間宛加熱し、後急速冷却せるものを緩冷却せるものとに就き其の衝撃値を比較したり。

Fig. 281~288 は其の結果を示す曲線圖なり。



本鋼試料は焼鈍後緩冷却せられたるものなるを以て、炭化物は總て析出せられたる状態にあり。依つて之を再び加熱するも α 相よりの炭化物の析出は全然なきを以て、第一焼脆性に相當すべき脆性効果は顯はれざるなり。而して約 500° 以上に於て炭化物の溶解度曲線が彎曲を起すと共に、炭化物は次第に α 相中に溶解する故其の急冷却試料は漸次靱性を増し、緩冷却試料は然らざるを以て兩者は著しく其の衝撃値を異にし即ち第二焼脆性に相當すべき現象を示すものなり。

此等曲線圖を見るに、 Cr 鋼、 Mn 鋼、 P 鋼、 Si 鋼等の場合には其の衝撃値は一般に低く、従つて其の第二焼脆性に相當すべき現象は餘り著しからざるも、此れに Ni を加へたるものゝ内 $Ni-Cr$ 鋼及び $Ni-Mn$ 鋼に於ては其の急速冷却試料は著しく靱性に富むを以て、緩冷却試料との衝撃値の開きは、殆ど焼入鋼を焼戻せる場合の第二焼脆性に於けると同程度となるを見る。此の事實は、此等兩鋼種にありては Ni の添加に依り、炭化物の α 相に対する溶解度曲線が著しく其の彎曲の度を増大することを意味するものなり。

結 論

以上、本研究の結果を要略すれば次の如し：—

(1) 鋼の焼脆性は第一義的に其の化學的組成に關するものにして、 Cr 鋼、 Mn 鋼、 Si 鋼、 Ni 鋼、 P 鋼等は總て之を顯し、 W 鋼、 Mo 鋼、 V 鋼、 S 鋼等は之を示さず。

(2) 焼脆性には二種類あることを明にしたり。其の一は焼戻温度 $450\sim 525^\circ$ の範囲に於て起り、焼戻後の冷却速度に關係せず。他は 525° 以上の焼戻温度に於て起り、焼戻後の冷却速度に關するものにして從來より知られたるものなり。著者は兩者を區別する爲め、前者を第一焼脆性、後者を第二焼脆性と命名したり。

(3) 兩種焼脆性の原因に關しては炭化物説を支持し、其の發生の機構に關し次の如く論じたり：— 第一焼脆性は、炭化物が其の過飽和固溶態（マルテンサイト）より析出する爲めの脆性効果にして、第二焼脆性は、析出炭化物が再び α 相に溶解する爲め、焼戻後の冷却速度に關聯して起る脆性現象なり。

(4) 焼脆性の原因をなすべき炭化物は總ての場合、 Fe_3C 或は其の特殊元素との固溶態たる θ 相にして、焼脆性の發生は、此等炭化物の種類に依りて決定するものにあらざして、同時に之等を溶解すべき α 相（特殊元素を溶解せる α 鐵）が重要な役割を演ずるものにして、兩者の相對的關係に基因する現象なり。

(5) Ni は α 相に對する炭化物の溶解度曲線の彎曲を増し其の結果として常に焼脆性の程度を増長せしむべき元素なり。

(6) 第一焼脆性は總ての鋼材に於て多少之を認むことを得、之れ少量宛含有せらるゝ Mn 、 Si 、 P 等焼脆性の原因となるべき諸元素の合成的作用に基くものなり。

(7) 第一焼脆性に伴ひ、僅かに硬度の上昇を認む、之れ炭化物による析出硬化現象なり。

(8) 同一製鋼法、同一熱處理を行ひたる殆ど同様な化學的組成の鋼材が著しく其の焼脆性の程度を異にするは主として其の内に含有せらるゝ炭化物に依るものと想像せらる。

(9) 焼脆性を發生すべき鋼材に少量の Mo を加ふる時は其の第一焼脆性は減少し、第二焼脆性は全く之を示さざるに到る、之れ α 相が Mo を溶解せる場合には炭化

物の低温度析出を助長し、且つ炭化物の溶解度曲線は其の彎曲を失ふに依る。

(10) W を相當量加ふことに依りても亦焼戻脆性の程度を著しく減じ得るものなり。

(11) 焼戻脆性と同様な現象は、焼鈍鋼を A_1 點以下にて加熱する場合にも観測し得らる。

終りに望み、著者は本研究遂行の機會及び不斷の激勵を與へられたる日本特殊鋼合資会社々長工學博士渡邊三郎氏に對し深甚の謝意を表し、又本研究中の理論的考察に關し有益なる御助言を賜りたる本多博士及び村上博士に對し謹んで御禮申上ぐる次第である。

統計的研究に使用せる鋼材の化學分析表

鋼種	群別	圖表 番號	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
炭素鋼	第I群	Fig. 1	0.26	0.18	0.38	0.018	0.015	—	—
"	"	2	0.25	0.22	0.41	0.016	0.016	—	—
"	"	3	0.30	0.19	0.46	0.016	0.022	—	—
"	"	4	0.31	0.17	0.45	0.016	0.022	—	—
"	"	5	0.29	0.18	0.42	0.014	0.021	—	—
"	"	6	0.33	0.24	0.38	0.014	0.013	—	—
"	"	7	0.34	0.19	0.45	0.013	0.015	—	—
"	"	8	0.27	0.23	0.45	0.022	0.016	—	—
"	"	9	0.31	0.29	0.45	0.019	0.022	—	—
"	"	10	0.25	0.20	0.32	0.016	0.019	—	—
"	"	11	0.33	0.19	0.56	0.020	0.014	—	—
"	"	12	0.26	0.24	0.43	0.013	0.016	—	—
"	第II群	13	0.46	0.58	0.38	0.018	0.015	—	—
"	"	14	0.45	0.63	0.39	0.012	0.017	—	—
"	"	15	0.46	0.27	0.50	0.013	0.017	—	—
"	"	16	0.48	0.24	0.65	0.016	0.022	—	—
"	"	17	0.37	0.15	0.46	0.015	0.015	—	—
"	"	18	0.35	0.21	0.65	0.011	0.019	—	—
"	"	19	0.44	0.22	0.48	0.017	0.019	—	—
"	"	20	0.46	0.27	0.50	0.013	0.022	—	—
"	"	21	0.40	0.33	0.42	0.022	0.015	—	—
"	"	22	0.35	0.24	0.45	0.014	0.019	—	—
"	"	23	0.43	0.13	0.33	0.017	0.011	—	—
"	"	24	0.43	0.17	0.51	0.013	0.021	—	—
"	"	25	0.50	0.24	0.45	0.011	0.012	—	—
"	"	26	0.34	0.35	0.38	0.011	0.016	—	—
"	"	27	0.44	0.28	0.42	0.025	0.021	—	—
"	"	28	0.42	0.24	0.41	0.017	0.019	—	—
"	"	29	0.39	0.21	0.67	0.019	0.014	—	—
"	第III群	30	0.56	0.19	0.57	0.015	0.014	—	—
"	"	31	0.54	0.26	0.74	0.018	0.014	—	—
"	"	32	0.53	0.23	0.56	0.015	0.012	—	—
"	"	33	0.55	0.30	0.67	0.022	0.013	—	—
"	"	34	0.50	0.33	0.54	0.024	0.012	—	—
"	"	35	0.61	0.53	0.52	0.021	0.028	—	—
"	"	36	0.50	0.16	0.42	0.013	0.012	—	—
"	"	37	0.55	0.27	0.38	0.011	0.017	—	—
"	"	38	0.64	0.36	0.51	0.020	0.011	—	—
"	"	39	0.69	0.38	0.49	0.024	0.015	—	—
Ni-鋼	第I群	Fig. 40	0.33	0.30	0.55	0.016	0.016	3.55	—
"	"	41	0.32	0.27	0.55	0.018	0.019	3.50	—
"	"	42	0.32	0.34	0.57	0.013	0.018	3.32	—
"	"	43	0.35	0.22	0.55	0.016	0.021	3.47	—
"	"	44	0.32	0.24	0.55	0.019	0.020	3.66	—
"	"	45	0.30	0.22	0.70	0.019	0.016	3.45	—
"	"	46	0.26	0.17	0.66	0.010	0.013	2.95	—
"	"	47	0.33	0.25	0.54	0.015	0.016	3.58	—
"	"	48	0.30	0.30	0.53	0.011	0.015	3.80	—

"	"	49	0.28	0.30	0.34	0.024	0.017	3.45	—
"	"	50	0.34	0.30	0.54	0.015	0.024	3.44	—
"	"	51	0.31	0.23	0.48	0.016	0.016	3.40	—
"	"	52	0.33	0.27	0.51	0.014	0.022	3.45	—
"	"	53	0.29	0.31	0.48	0.016	0.013	3.35	—
"	"	54	0.32	0.30	0.48	0.018	0.019	3.58	—
"	"	55	0.27	0.30	0.47	0.012	0.012	3.59	—
"	"	56	0.30	0.22	0.51	0.013	0.009	3.40	—
"	"	57	0.29	0.19	0.68	0.007	0.015	2.80	—
"	第II群	58	0.44	0.16	0.64	0.013	0.015	3.51	—
"	"	59	0.43	0.35	0.62	0.027	0.012	3.60	—
"	"	60	0.43	0.28	0.62	0.012	0.011	3.65	—
"	"	61	0.42	0.28	0.51	0.013	0.010	3.65	—
"	"	62	0.40	0.35	0.60	0.009	0.009	3.67	—
"	"	63	0.39	0.28	0.62	0.012	0.011	3.85	—
"	"	64	0.45	0.35	0.63	0.007	0.010	3.75	—
"	"	65	0.41	0.37	0.60	0.012	0.009	3.84	—
"	"	66	0.45	0.37	0.61	0.017	0.009	3.74	—
"	"	67	0.50	0.17	0.38	0.014	0.011	2.76	—
"	"	68	0.50	0.25	0.29	0.010	0.010	2.57	—
"	"	69	0.43	0.22	0.43	0.013	0.012	3.85	—
"	"	70	0.39	0.27	0.54	0.012	0.008	3.57	—
"	"	71	0.43	0.28	0.62	0.012	0.011	3.65	—
"	"	72	0.42	0.25	0.52	0.008	0.020	3.50	—
"	"	73	0.45	0.35	0.63	0.007	0.010	3.75	—
"	"	74	0.45	0.37	0.61	0.007	0.009	3.74	—
Cr-鋼	第I群	Fig. 75	0.32	0.27	0.40	0.011	0.014	—	0.52
"	"	76	0.38	0.34	0.48	0.009	0.015	—	0.66
"	"	77	0.40	0.21	0.31	0.013	0.016	—	0.68
"	第II群	78	0.44	0.45	0.48	0.011	0.014	—	0.92
"	"	79	0.38	0.12	0.25	0.012	0.011	—	1.04
"	"	80	0.42	0.26	0.43	0.013	0.017	—	1.24
"	"	81	0.45	0.66	0.45	0.012	0.022	—	1.50
"	"	82	0.44	0.63	0.45	0.017	0.020	—	1.52
"	"	83	0.44	0.63	0.46	0.013	0.020	—	1.52
"	"	84	0.45	0.65	0.45	0.017	0.016	—	1.60
"	"	85	0.44	0.61	0.43	0.012	0.022	—	1.62
"	"	86	0.46	0.56	0.37	0.020	0.018	—	1.64
Mn-鋼	"	Fig. 87	0.32	0.26	0.77	0.012	0.020	—	—
"	"	88	0.41	0.35	0.85	0.010	0.019	—	—
"	"	89	0.36	0.27	1.12	0.014	0.011	—	—
"	"	90	0.42	0.39	1.72	0.009	0.013	—	—
"	"	91	0.43	0.42	1.93	0.013	0.015	—	—
Ni-Cr 鋼	第I群	Fig. 92	0.29	0.31	0.34	0.011	0.012	2.93	0.47
"	"	93	0.25	0.28	0.32	0.012	0.015	2.85	0.54
"	"	94	0.34	0.29	0.32	0.014	0.021	2.50	0.54
"	"	95	0.46	0.35	0.47	0.021	0.021	2.75	0.56
"	"	96	0.38	0.33	0.31	0.010	0.015	2.86	0.57
"	"	97	0.30	0.24	0.30	0.018	0.021	2.76	0.57
"	"	98	0.35	0.29	0.32	0.019	0.023	2.83	0.60
"	"	99	0.30	0.22	0.32	0.014	0.017	2.84	0.60
"	第II群	100	0.31	0.25	0.36	0.023	0.025	2.89	0.60
"	"	101	0.32	0.21	0.42	0.013	0.019	2.80	0.61
"	"	102	0.32	0.21	0.28	0.010	0.019	2.63	0.63
"	"	103	0.36	0.37	0.29	0.022	0.022	2.89	0.63
"	"	104	0.34	0.26	0.41	0.010	0.016	2.87	0.65
"	"	105	0.32	0.35	0.36	0.020	0.007	2.73	0.65
"	"	106	0.33	0.28	0.40	0.017	0.020	2.99	0.66
"	"	107	0.33	0.26	0.29	0.017	0.011	2.60	0.66
"	"	108	0.33	0.29	0.38	0.020	0.019	2.92	0.67
"	"	109	0.25	0.27	0.38	0.011	0.009	3.10	0.70
"	"	110	0.30	0.28	0.35	0.016	0.015	2.85	0.70
"	"	111	0.32	0.24	0.38	0.013	0.019	2.90	0.70
"	"	112	0.32	0.24	0.39	0.014	0.021	2.89	0.70
"	"	113	0.35	0.28	0.47	0.015	0.020	2.86	0.73
"	"	114	0.29	0.26	0.40	0.023	0.007	3.48	0.74
"	"	115	0.35	0.29	0.47	0.108	0.016	2.83	0.74
"	"	116	0.33	0.24	0.45	0.019	0.027	3.83	0.75
"	"	117	0.33	0.35	0.47	0.014	0.018	3.05	0.75

"	"	118	0.37	0.23	0.48	0.017	0.021	2.88	0.75	"	"	142	0.25	0.08	0.45	0.014	0.011	3.50	0.95
"	"	119	0.25	0.21	0.39	0.010	0.009	3.05	0.76	"	"	143	0.38	0.30	0.54	0.018	0.016	3.20	0.96
"	"	120	0.30	0.17	0.26	0.016	0.018	2.61	0.76	"	"	144	0.37	0.31	0.56	0.018	0.017	3.18	0.99
"	"	121	0.36	0.25	0.44	0.012	0.016	2.90	0.76	"	第IV群	145	0.33	0.28	0.43	0.014	0.023	2.99	1.00
"	"	122	0.32	0.34	0.45	0.014	0.015	2.97	0.78	"	"	146	0.35	0.23	0.54	0.011	0.028	3.52	1.03
"	"	123	0.33	0.24	0.50	0.016	0.018	2.85	0.78	"	"	147	0.30	0.19	0.57	0.014	0.008	2.79	1.04
"	"	124	0.31	0.25	0.40	0.015	0.007	3.14	0.79	"	"	148	0.35	0.26	0.46	0.013	0.020	3.50	1.04
"	"	125	0.33	0.22	0.28	0.016	0.017	2.66	0.79	"	"	149	0.31	0.22	0.41	0.016	0.019	2.96	1.09
"	"	126	0.34	0.27	0.57	0.013	0.019	3.00	0.79	"	"	150	0.38	0.39	0.59	0.014	0.011	3.20	1.09
"	"	127	0.39	0.28	0.55	0.014	0.012	2.87	0.80	"	"	151	0.25	0.16	0.39	0.023	0.011	3.23	1.10
"	第III群	128	0.32	0.22	0.47	0.014	0.007	3.06	0.81	"	"	152	0.38	0.27	0.53	0.013	0.019	3.43	1.15
"	"	129	0.33	0.21	0.36	0.015	0.019	2.80	0.81	"	"	153	0.23	0.14	0.38	0.013	0.013	3.00	1.17
"	"	130	0.39	0.23	0.54	0.011	0.030	2.81	0.82	"	"	154	0.33	0.30	0.40	0.019	0.021	3.00	1.20
"	"	131	0.37	0.21	0.56	0.012	0.015	3.00	0.82	"	"	155	0.33	0.31	0.49	0.017	0.013	3.47	1.23
"	"	132	0.31	0.20	0.47	0.012	0.018	2.94	0.83	"	"	156	0.32	0.10	0.49	0.022	0.006	3.22	1.30
"	"	133	0.35	0.33	0.43	0.015	0.019	2.87	0.83	"	"	157	0.37	0.31	0.52	0.010	0.014	3.08	1.46
"	"	134	0.37	0.25	0.54	0.017	0.019	3.04	0.83	Ni-Mn鋼	"	158	0.30	0.11	1.23	0.014	0.017	1.25	—
"	"	135	0.38	0.24	0.58	0.014	0.023	2.85	0.84	"	"	159	0.43	0.36	0.88	0.015	0.013	2.83	—
"	"	136	0.26	0.14	0.38	0.013	0.011	2.85	0.85	"	"	160	0.33	0.38	1.56	0.011	0.016	3.25	—
"	"	137	0.33	0.26	0.53	0.025	0.027	3.20	0.85	Cr-Mn鋼	"	161	0.32	0.36	0.98	0.011	0.017	—	0.73
"	"	138	0.35	0.30	0.45	0.015	0.016	3.08	0.85	"	"	162	0.38	0.42	1.53	0.018	0.015	—	0.81
"	"	139	0.32	0.26	0.42	0.021	0.018	3.30	0.86	"	"	163	0.35	0.37	1.00	0.013	0.013	—	1.12
"	"	140	0.31	0.23	0.39	0.010	0.010	3.05	0.92	Ni-Cr-Mn鋼	"	164	0.30	0.42	0.86	0.014	0.017	2.59	0.81
"	"	141	0.23	0.20	0.28	0.022	0.008	2.92	0.94										

焼入鋼の時効に就て

(日本鐵鋼協會 第8回講演大會講演)

横山均次^{*})

ON THE AGING OF QUENCHED CARBON STEELS.

Kinji Yokoyama

SYNOPSIS:—Carbon steels containing various percentages of carbon from 0.03 upto 1.5 which were quenched in water or oil from γ -state, were aged at room temperature for about 2 months, during which the change in Rockwell hardness as well as electrical resistance was studied. Further, the effect of tempering on these properties of freshly quenched specimens and also of aged ones was investigated. The results of experiments are as follows:—(1) The hardness of quenched steels is increased by aging at room temperature, the increase being greater in low than in high carbon steels. (2) Electrical resistance is decreased by aging, especially in high carbon steels, while in hyper-eutectoid steel quenched from temperatures above 1,000° it increases. (3) By tempering at 100° for 30 minutes, maximum hardness is obtained in quenched specimens and also aged ones, although the increase in hardness is greater in the former than in the latter. (4) When quenched specimens are tempered at 60°, the change in electrical resistance corresponding to that during aging is shown, but in aged specimens no appreciable change is observable. Tempering at 100° or more decreases electrical resistance considerably, the change being similar in both specimens.

The aging-phenomenon is satisfactorily explained as the combined effect of the nature of structural constituents, i. e., supersaturated solid solution of carbon in α -iron and α -martensite, together with that of internal stress caused by quenching. In α -iron, in the process of separation of cementite molecules during aging at room temperature as in the case of the quenching below A_1 point, carbon atoms migrate within the lattice to concentrate themselves; this assemblage of carbon atoms causes the distortion of iron lattice and therefore the hardening of steels. During aging at room temperature the softer α -martensite transforms into harder β -martensite, so hardness increases but electrical resistance decreases. Furthermore, hardness and electrical resistance must be diminished by reduction of internal stress.

I. 緒言

焼入鋼は時効によつてその物理的及び機械的性質の變化を惹起するが故に、ゲージ類の製作その他實際工業上に於て重要な問題である。従て之に就ては從來種々の研究が

行はれてゐる。松下博士¹⁾は炭素量0.18~1.5%の數種の鋼を水又は油に焼入した後常溫に放置した場合の長さの變化を測定した。この場合焼入鋼は時間の経過と共にその炭素量に從て膨脹或は收縮を起す事を認め、之に對し殘留オー

^{*}) 東京工業大學機械科

¹⁾ 松下、東北帝國大學理科報告、7 (大正 7)、43